

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

RAMÓN ALVES BOTELHO

**DESENVOLVIMENTO DE LIGAS DE AÇO δ -TRIP COM ADIÇÕES DE ALUMÍNIO
E NIÓBIO**

**Rio de Janeiro
2018**

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

RAMÓN ALVES BOTELHO

**DESENVOLVIMENTO DE LIGAS DE AÇO δ -TRIP COM ADIÇÕES DE
ALUMÍNIO E NIÓBIO**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador: Dr. Luiz Paulo Mendonça Brandão

Rio de Janeiro
2018

c2018

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro – RJ CEP: 22290-270

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

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

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

620.1 B748d	Botelho, Ramón Alves Desenvolvimento de ligas de aço δ -TRIP com adições de alumínio e nióbio / Ramón Alves Botelho; orientado por Luiz Paulo Mendonça Brandão – Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2018. 201f. : il. Tese (Doutorado) – Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 2018. 1. Curso de Ciência dos Materiais – teses e dissertações. 2. Ligas de aço. 3. Nióbio. I. Brandão, Luiz Paulo Mendonça. II. Instituto Militar de Engenharia.
----------------	---

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

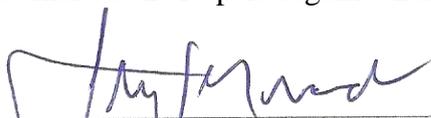
RAMÓN ALVES BOTELHO

**DESENVOLVIMENTO DE LIGAS DE AÇO δ -TRIP COM ADIÇÕES DE
ALUMÍNIO E NIÓBIO**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C.

Aprovada em 11 de maio de 2018 pela seguinte Banca Examinadora:



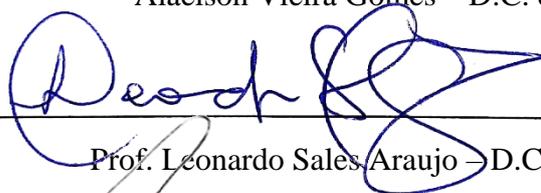
Prof. Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C. do IME – Presidente



Profa. Anderson dos Santos Paula – D.C. do IME



Alaelson Vieira Gomes – D.C. do IME



Prof. Leonardo Sales Araujo – D.C. da UFRJ



Prof. Rodrigo Felix de Araujo Cardoso – D.C. do CBPF

Rio de Janeiro

2018

Dedico este trabalho às minhas avós Maria, pelo amor imensurável.

AGRADECIMENTOS

Início meus agradecimentos me referindo a Deus por toda a iluminação, proteção, amor e paz de espírito que Ele sempre dispensou sobre mim. Por cada pessoa incrível que Ele colocou em minha jornada e que, sem elas, esta Tese não existiria.

Minha família é o exemplo supremo dos desígnios de Deus na minha vida. Obrigado por todo o apoio, carinho, atenção, base, acolhida, preocupação, paz e amor que sempre me disponibilizaram. Nossa união me inspira sempre!

Agradeço à minha Grande Família 302, antes denominada Família 306. Allan, Érriston, Eustáquio, Felipe, Hilles, Igor, Jardel, Leomir, Kenner, Oswaldo Neto, Nicki Robbers, Noan, Paulo, Vitor. Também à galera da Delfina, Afonso, Cláudio e Pedro Rivas. Uma casa não é nada se não for um lar. Todo esse tempo de moradia, amizade, encontros e desencontros marcaram esse ciclo acadêmico na cidade do Rio de Janeiro. A epígrafe deste trabalho é primordialmente para vocês. Sendo incapaz de listar, quero agradecer a todas as novas amigas que fiz nesta cidade, assim como todas aquelas que foram, aqui, fortalecidas. Um abraço especial para meus amigos do Vale do Aço, Minas Gerais.

Agradeço ao Exército Brasileiro pelo investimento em educação através do Instituto Militar de Engenharia.

Agradeço ao Instituto Militar de Engenharia pelo conhecimento fornecido e pela oportunidade de desenvolver este projeto. As inscrições em suas paredes renovam aqueles que procuram sua excelência.

Obrigado Professor Dr. Luiz Paulo Mendonça Brandão, meu orientador desde o Mestrado. Sem sua colaboração, presença, atenção e carinho este trabalho não seria possível. Obrigado por todo suporte, paciência e disponibilidade. Sua competência nos inspira!

Agradeço também a todos os demais Professores do Departamento de Ciência dos Materiais do IME por todo o conhecimento transmitido dentro e fora de sala de aula.

Agradeço ao Comandante do Instituto Militar de Engenharia, General de Divisão Hildo Vieira Prado Filho, e também aos anteriores Comandantes General de Brigada Amir Elias Abdalla Kurban, General de Divisão Rodrigo Ballouffier Ratton e General de Divisão Waldemar Barroso Magno Neto. Obrigado pela dedicação, desempenho e condução do Instituto em favor do progresso, da pesquisa e da educação.

Obrigado a todos os companheiros do Laboratório de Difração de Raios-X: Andrey, Bárbara, Bruna, Camila, Caroline, Eustáquio, Fabiana, Géssica, Igor, Juciane, Nicki, Rebeca, Renato, Rodolfo, Rogério, Saulo, Simone, Talita. Obrigado também aos companheiros e companheiras de IME: Camila, Daniel, Flavia, Gisele, Letícia, Jheison, Náhrima, Suzane, Yuri. Muito *brainstorming*, muito conhecimento trocado, muito apoio, muita amizade, muito rodízio de pizza, muita Mureta. Vocês são demais. Obrigado!

Agradeço ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), por todo o apoio financeiro. Sem investimento em pesquisa e desenvolvimento é impossível que tenhamos o país que almejamos. A Educação é nossa única saída.

Agradeço ao Professor Doutor Leonardo Sales Araujo por todo o apoio e orientação na fabricação dos eletrodos de fusão e dos procedimentos de fusão e refusão das ligas de aço propostas. Obrigado também pela doação de barras de aço carbono e pela disponibilidade e auxílio para a utilização do Thermo-Calc, essencial para projetar as composições químicas almejadas neste trabalho.

Obrigado Dr. Rodrigo Felix de Araujo Cardoso pelo apoio, solicitude, ensinamentos e por disponibilizar o Laboratório de Instrumentação e Tecnologia Mecânica (LITMec) do Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas (CBPF) para que eu pudesse realizar as confecções dos eletrodos de fusão. A equipe de técnicos do Laboratório foi fundamental para que essas usinagens pudessem ser concluídas. Agradeço especialmente aos técnicos Eduardo e Fernando, pela colaboração de forma mais direta para essas operações.

Obrigado aos fornecedores das matérias-primas utilizados para confecção dos eletrodos. Agradeço a Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM) pela doação de todo o nióbio e ferronióbio utilizados, de forma simplificada e sem burocracia. Agradeço a Fechometal pela doação de fitas de aço inoxidável 430, por meio do funcionário Enrico, para realização de ensaios de composição química por XRF a fim de validar a composição de cromo.

Obrigado aos laboratórios, empresas e funcionários envolvidos nas análises de composição química das barras, materiais de enxerto e ligas forjadas. Agradeço ao funcionário Marcus Vinícius pelas análises de Espectroscopia de plasma acoplado (ICP) das chapas utilizadas no trabalho prévio a esta Tese. Agradeço a Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) pelas análises de ICP e de combustão das análises forjadas no desenvolvimento deste trabalho. Agradeço à Professora Doutora Cleo Martins pelas análises de Fluorescência de Raios-X (XRF) realizadas no CBPF nas barras de alumínio utilizadas como enxerto. Agradeço a Capitão Viviane Vivas e ao técnico Victor, através do Centro Tecnológico do Exército (CeTEx), pelas análises de Espectroscopia ótica realizadas nas ligas na condição forjada. Agradeço também ao doutorando Vinícius Moraes, técnico do Serviço Geológico do Brasil (CPRM), pela execução dos ensaios de XRF também nas amostras forjadas.

Obrigado a empresa ForjaRio pela execução dos forjamentos por martelamento realizados. Agradeço ao proprietário Marcelo e a todos os funcionários envolvidos direta ou indiretamente no processo, realizando o procedimento com destreza, atenção e simpatia.

Agradeço ao técnico do Laboratório de Processamento Termomecânico – Laminação e tratamentos térmicos (TERMIC 2) da Metalmat / PEMM / Coppe / UFRJ pela execução da laminação a quente das chapas forjadas, com domínio, destreza e gentileza.

Agradeço também pelos tratamentos térmicos de normalização, têmpera e austêmpera realizados na empresa TemperAço, com apoio do proprietário Ari e do funcionário-chefe Aníbal. Obrigado também aos operadores envolvidos no processo.

Obrigado a meu amigo Professor Mestre Érriston Amaral por tornar possível a preparação metalográfica de amostras com auxílio do Laboratório de Metalografia do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais *campus* Timóteo (CEFET-Timóteo, MG).

Obrigado à Professora Dr. Cristiane Bacaltchuk e do técnico Hiron Yamada por terem possibilitado a realização dos ensaios de microdureza Vickers no Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca *campus* Maracanã (CEFET-Maracanã, RJ).

Também agradeço a empresa de usinagem Ramac, localizada em Timóteo (MG), pela presteza, compromisso e cordialidade na confecção dos corpos de prova de tração através das chapas laminadas a frio e das termicamente tratadas.

Agradecimentos também a meu tio Professor Doutor José Carlos Lacerda, da Universidade Federal de Itajubá *campus* Itabira (Unifei-Itabira), por viabilizar a realização de ensaios na unidade. Obrigado ao técnico Remisson pelo ensaio de tração, ao técnico Nilson pelo ensaio de densidade e calorimetria diferencial, e ao técnico dos laboratórios de Metalografia e Microscopia Eletrônica de Varredura, Jordanio Siqueira, pela obtenção das micrografias. Esses ensaios foram concluídos com acurácia, empenho, cordialidade e profissionalismo. Obrigado.

Agradeço à minha amiga Camila Souza pela execução dos ensaios de ferritoscopia, realizados na Universidade Federal Fluminense *campus* Volta Redonda.

Agradeço também a meu amigo Igor Cuzzuol especificamente pela atenção em sanar minhas dúvidas sobre o Parâmetro B, desenvolvido durante sua Dissertação de Mestrado. Obrigado também ao doutorando da Universidade Federal do Ceará (UFC) João pelas experiências trocadas sobre análises de textura cristalográfica.

Um agradecimento especial a meu grande amigo Hilles, por ter me cedido seu automóvel durante um semestre, ferramenta que se mostrou indispensável para conclusão dos processamentos das ligas.

Obrigado!

*“And I want to fly,
And never come down,
And live my life,
And have friends around.”*

We Never Change

COLDPLAY

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES	12	
LISTA DE TABELAS	27	
LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS.....	28	
1	INTRODUÇÃO	33
1.1	Posicionamento da pesquisa.....	33
1.2	Objetivos	34
1.3	Motivação para a pesquisa	35
1.4	Originalidade.....	35
2	REVISÃO DE LITERATURA	36
2.1	Aços automotivos.....	36
2.1.1	Aços avançados de alta resistência.....	36
2.1.2	Aço δ -TRIP	41
2.2	Efeitos dos elementos de liga	44
2.2.1	Carbono	46
2.2.2	Alumínio.....	48
2.2.3	Nióbio.....	49
2.2.4	Cobre	52
2.2.5	Cromo.....	52
2.2.6	Manganês	54
2.2.7	Silício	55
2.3	Microestrutura de aços TRIP.....	56
2.3.1	Ferrita	59
2.3.2	Austenita.....	61
2.3.3	Cementita	63
2.3.4	Perlita	64
2.3.5	Bainita	66
2.3.6	Martensita.....	68
2.4	Forno de refusão a arco sob vácuo (VAR).....	70
2.5	Conformação mecânica	72
2.5.1	Forjamento a quente	73
2.5.2	Laminação	74
2.5.3	Deformação durante a laminação	75
2.6	Tratamentos térmicos	76
2.6.1	Recozimento intercrítico	77
2.6.2	Normalização	78
2.6.3	Têmpera: Transformação martensítica.....	79
2.6.4	Austêmpera: Transformação bainítica	81
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	84
3.1	Simulação por Thermo-Calc®	85
3.2	Cálculo de massa	89
3.3	Confecção dos eletrodos.....	90
3.4	Forno de refusão a vácuo (VAR)	94
3.5	Tratamento termomecânico.....	96
3.5.1	Forjamento a quente	97
3.5.2	Laminação a quente.....	98

3.5.3	Laminação a frio.....	100
3.6	Decapagem	101
3.7	Tratamentos térmicos	102
3.8	Nomenclatura das amostras.....	104
3.9	Análises	105
3.9.1	Confecção dos corpos de prova.....	106
3.9.2	Composição química	108
3.9.2.1	Espectrometria ótica.....	108
3.9.2.2	Fluorescência de raios-X (XRF)	110
3.9.3	Densidade por picnometria.....	111
3.9.4	Difração de Raios-X.....	112
3.9.5	Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	117
3.9.6	Microdureza Vickers	118
3.9.7	Ensaio uniaxial de tração.....	119
3.9.7.1	Coeficiente de Lankford.....	121
3.9.7.2	Coeficientes de encruamento n e de resistência mecânica K	122
3.9.7.3	Análise estatística de Weibull	123
3.9.8	Parâmetro B.....	124
3.9.9	Ferritoscopia.....	125
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	128
4.1	Composição química	128
4.2	Densidade	130
4.3	Difração de raios-X	131
4.3.1	Enriquecimento de carbono na austenita.....	131
4.3.2	Quantidades das principais fases presentes	133
4.3.3	Textura cristalográfica.....	135
4.4	Microscopia eletrônica de varredura	148
4.4.1	Liga B0 – 0,18C-0,00Nb-5,04Al.....	148
4.4.2	Liga B1 – 0,18C-0,55Nb-4,54Al.....	151
4.4.3	Liga A0 – 0,41C-0,00Nb-5,03Al	155
4.4.4	Liga A1 – 0,40C-0,63Nb-4,85Al	158
4.5	Microdureza Vickers	161
4.6	Estampabilidade	162
4.6.1	Coeficiente de Lankford.....	162
4.6.2	Parâmetro B.....	164
4.7	Ensaio uniaxial de tração.....	165
4.7.1	Curvas tensão-deformação	165
4.7.2	Propriedades mecânicas	167
4.7.3	Diagrama de classes	171
4.7.4	Coeficiente de encruamento n e de resistência mecânica K	174
4.8	Análise estatística de Weibull	175
4.9	Análise do efeito TRIP por ferritoscopia	178

5	CONCLUSÕES	180
6	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	182
7	REFERÊNCIAS	183
8	ANEXOS	190
8.1	Composições químicas das barras de aço carbono utilizadas	190
8.2	Composição química do vergalhão de alumínio	191
8.3	Composição química da fita de aço inoxidável 430 da Fechometal	192
8.4	Composição química do ferronióbio cedido pela CBMM	193
8.5	Quantificação de fases.....	193
8.6	Cálculo do coeficiente de Lankford pelo popLA e Parâmetro B	196

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2-1: Diagrama de conformabilidade demonstrando as novas classes de aços avançados de alta resistência (AHSS) em alaranjado (WORLDAUTOSTEEL, 2014).....	37
Figura 2-2: (a) Ilustração esquemática e (b) micrografia das ilhas de martensita em matriz ferrítica em um aço <i>Dual Phase</i> (WORLDAUTOSTEEL, 2006).....	37
Figura 2-3: Tensão-deformação sob tração de aços DP e de aços comuns (WORLDAUTOSTEEL, 2006).....	37
Figura 2-4: Tensão-deformação de aços CP em comparação aos aços comuns (WORLDAUTOSTEEL, 2006).....	38
Figura 2-5: Microestrutura de um aço MS 950/1200 (WORLDAUTOSTEEL, 2014).	38
Figura 2-6: Tensão-deformação de aços MS/MART em relação aos comuns (WORLDAUTOSTEEL, 2006).....	39
Figura 2-7: Fotomicrografia de um aço TWIP recozido (WORLDAUTOSTEEL, 2014).....	39
Figura 2-8: Tensão-deformação sob tração de aços TWIP (WORLDAUTOSTEEL, 2006)...	39
Figura 2-9: (a) Desenho esquemático da microestrutura e (b) micrografia de aços TRIP 690 (WORLDAUTOSTEEL, 2014).....	40
Figura 2-10: Comparativo entre propriedades mecânicas de aços TRIP 350/600, DP 350/600 e HSLA 350/450 (WORLDAUTOSTEEL, 2014).	40
Figura 2-11: Tensão-deformação de aços TRIP em relação aos comuns (WORLDAUTOSTEEL, 2006).....	41
Figura 2-12: Simulações em <i>Thermo-Calc</i> das ligas (a) estipulada e (b) experimental (CHATTERJEE, 2006).	42
Figura 2-13: Microestrutura da liga como fundida obtida por microscopia ótica (YI, 2010)..	42
Figura 2-14: Curva tensão-deformação em temperatura ambiente, em que quase todo o alongamento é uniforme (CHATTERJEE <i>et al.</i> , 2007).	43

Figura 2-15: Propriedades mecânicas de aços δ -TRIP em círculos vermelhos, sendo comparados com os valores encontrados na literatura (YI, 2010).	44
Figura 2-16: Tendência relativa dos elementos de liga, em termos de entalpia, para formação de ferrita e austenita (SILVA; MEI, 2010).....	45
Figura 2-17: Tipos de diagramas de equilíbrio para elementos de liga (SILVA; MEI, 2010). 45	
Figura 2-18: Estabilidade dos carbonetos, nitretos e boretos em função de sua entalpia de formação (SILVA; MEI, 2010).	46
Figura 2-19: Diagrama de fases ferro-cementita (SILVA; MEI, 2010).....	47
Figura 2-20: Efeito do teor de carbono nos parâmetros de rede da austenita e da martensita (SILVA; MEI, 2010).	48
Figura 2-21: Fração de austenita retida em função do tempo de envelhecimento (400 °C) para diferentes composições de nióbio (HAUSMANN <i>et al.</i> , 2013).....	49
Figura 2-22: Início da formação da ferrita em aço 0,2 C – 1,0 Mn, sem e com a adição de 0,03% Nb. Amostras austenitizadas a 1200 °C por 1 hora. Tamanho do grão austenítico de 100 a 200 μm (SILVA; MEI, 2010).	50
Figura 2-23: Diagrama binário Fe-Nb (SILVA; MEI, 2010).....	51
Figura 2-24: Solubilidade do nióbio na austenita em função da temperatura para aços com 0,2/0,4/0,8% C. Teor total de nióbio nos aços de 0,030% em peso. (LS) limite de solubilidade (SILVA; MEI, 2010).....	51
Figura 2-25: Diagrama binário Fe-Cr (SILVA; MEI, 2010).....	53
Figura 2-26: Curva tensão-deformação de amostras tratadas isotermicamente a 430 °C por 5 min (KIM <i>et al.</i> , 2003).	53
Figura 2-27: Simulação no Dictra: tempo do tratamento intercrítico para transformação ferrita/austenita (a) de aço ferro-carbono e (b) com adição de cromo (COELHO, 2008).....	54

Figura 2-28: Diagrama binário Fe-Mn (SILVA; MEI, 2010).	55
Figura 2-29: Aço com nióbio antes do ensaio mecânico, sendo PF ferrita poligonal, RA austenita retida, M martensita e BF bainita ferrítica (TIMOKHINA; HODGSON; PERELOMA, 2004). Adaptada.	57
Figura 2-30: Microestrutura multifásica típica dos aços TRIP modernos, com ferrita alotriomorfa (F), bainita livre de carbetos (B) e austenita retida (A) (CHATTERJEE, 2006).	58
Figura 2-31: Microestrutura do aço δ -TRIP. δ = ferrita- δ ; α = ferrita- α ; α' =martensita; γ_R = austenita retida (XIONG <i>et al.</i> , 2016).	58
Figura 2-32: Aço 0,25C-1,15Mn-0,04Nb austenitizado a 1300 °C e resfriado a (a) 12 °C/min exibindo ferrita equiaxial e (b) a 200 °C/min mostrando ferrita acicular (SILVA; MEI, 2010).	59
Figura 2-33: Ferrita de Widmanstätten nucleada no contorno e no interior do grão austenítico, resfriamento a 100 °C/min, aumento de 1000X (SILVA; MEI, 2010).	60
Figura 2-34: Ferrita acicular em aço 0,18 C – 1,0 Mn – 0,03 Nb resfriado rapidamente, aumento de 80X (SILVA; MEI, 2010).	60
Figura 2-35: Diferentes morfologias da ferrita (SILVA; MEI, 2010).	61
Figura 2-36: Aço 0,2 C – 1 Mn – 0,03 Nb, laminado com passes a 1250 a 900 °C seguido de têmpera parcial, aumento de 1000X (SILVA; MEI, 2010).	62
Figura 2-37: Efeito dos elementos de liga na fração de austenita retida: (a) carbono, (b) manganês, (c) silício e (d) alumínio. (CHATTERJEE, 2006).	63
Figura 2-38: Efeito dos parâmetros de tratamento térmico na fração de austenita retida: (a) temperatura e (b) tempo de recozimento intercrítico. (CHATTERJEE, 2006).	63
Figura 2-39: Nucleação e crescimento da perlita: 1) núcleo inicial de cementita, 2) nucleação de lamelas de ferrita ao lado da cementita, 3) crescimento lateral e para frente da colônia, 4) novo núcleo de cementita formado com orientação diferente dos	

anteriores, 5) crescimento da nova colônia (MEHL, 1941 <i>apud</i> SILVA; MEI, 2010).....	65
Figura 2-40: Núcleo de perlita obtida pela transformação do aço perlítico 0,8C-1Mn-0,03Nb a 650 °C (SILVA; MEI, 2010).....	65
Figura 2-41: Representação esquemática da formação da bainita superior e inferior (SILVA; MEI, 2010).	67
Figura 2-42: (a) Bainita nucleada no contorno do antigo grão austenítico de aço 0,80C-1,0Mn-0,03Nb transformado isotermicamente a 500 °C, imagem de MEV atacada por Nital (SILVA; MEI, 2010); (b) Imagem de MEV de uma amostra tratada termicamente contendo bainita (CHATTERJEE, 2006).	67
Figura 2-43: Ilustração esquemática da bainita e da ferrita acicular (SILVA; MEI, 2010).	67
Figura 2-44: (a) Aço 1095 temperado em água, agulhas de martensita em matriz de austenita retida, aumento de 1000X; (b) Aço 0,2 C – 1 Mn – 0,03 Nb temperado em água, ripas de martensita, aumento 250X (SILVA; MEI, 2010).	68
Figura 2-45: Efeito do teor de carbono nas temperaturas de início (M_i) e fim (M_f) da transformação da austenita em martensita (SILVA; MEI, 2010).....	69
Figura 2-46: Temperatura de início de formação da martensita e morfologia da mesma em função do teor de carbono (SILVA; MEI, 2010).	69
Figura 2-47: Esquema de lingote convencional e lingote refundido. Para o mesmo tamanho aproximado, a quantidade de metal líquido a cada momento é muito menor no lingote refundido, resultando em estrutura mais homogênea (SILVA; MEI, 2010).	71
Figura 2-48: Esquema de um forno de refusão a arco (VAR) (SILVA; MEI, 2010).....	72
Figura 2-49: Martelo em queda livre sobre um bloco de metal, uma massa de peso Q em queda livre de uma altura H exercendo uma pressão P em uma espessura e (CHIAVERINI, 1977).	73

Figura 2-50: Confeção de estrutura δ -TRIP por laminação a quente (curva superior) e por laminação a frio seguida de austêmpera (curva inferior). γ austenita, α ferrita- α , α_b ferrita bainítica e δ ferrita- δ (YI, 2010).....	75
Figura 2-51: Efeito da temperatura de recozimento e diferentes taxas de resfriamento na tensão máxima em austêmperas a (a) 400 e (b) 600 °C (SANTOS <i>et al.</i> , 2009)..	77
Figura 2-52: Efeito da temperatura de recozimento intercrítico na fração de austenita retida. Erro $\pm 1\sigma$ (CHATTERJEE <i>et al.</i> , 2007).....	78
Figura 2-53: Comparação entre as faixas de temperaturas de austenitização para a normalização e o recozimento (SILVA; MEI, 2010).....	79
Figura 2-54: Ilustração esquemática do estado de tensão existente em um bloco de aço durante os estágios da têmpera em água (SILVA; MEI, 2010).....	80
Figura 2-55: Variação de austenita retida em função da temperatura para austêmpera, sendo que a Liga A contém nióbio (HANZAKI <i>et al.</i> , 1995). Adaptada.....	81
Figura 2-56: Efeito da temperatura de transformação bainítica na fração de austenita retida. Erro $\pm 1\sigma$ (CHATTERJEE <i>et al.</i> , 2007).....	82
Figura 2-57: Teor de carbono na austenita em função da temperatura de austêmpera (MATSUMURA <i>et al.</i> 1992 <i>apud</i> NASCIMENTO, 2007).....	82
Figura 2-58: Padrões de difração dos aços investigados (MATSUMURA <i>et al.</i> , 1992).	83
Figura 2-59: Variação de austenita retida em função do tempo para austêmpera a 400 °C, sendo que a Liga A contém nióbio (HANZAKI <i>et al.</i> , 1995). Adaptada.....	83
Figura 3-1: Fluxograma geral de desenvolvimento do projeto, sendo que somente as amostras temperadas (h) foram resfriadas em água em temperatura ambiente (AUTOR)...	84
Figura 3-2: Fluxograma de desenvolvimento do processamento do trabalho, sendo que a nomenclatura das etapas, de <i>a</i> a <i>k</i> , também foi utilizada para nomear as amostras (AUTOR).....	85

Figura 3-3: Diagramas calculados para ligas com composições (a) 0,3%C-3,5%Al, (b) 0,31%C-5,6%Al e (c) 0,39%C-5,6%Al. Maior fração de ferrita- δ em (b) (CHOI <i>et al.</i> 2012).....	86
Figura 3-4: Determinação da fração mássica de cromo para as ligas A (esquerda) e B (direita) (AUTOR).....	86
Figura 3-5: Determinação da fração mássica de nióbio para as ligas A (esquerda) e B (direita) (AUTOR).....	87
Figura 3-6: Curvas de equilíbrio termodinâmico em função da temperatura para as quatro ligas desejadas, com ferrita- δ (BCC_A2) retida em temperatura ambiente (AUTOR).....	87
Figura 3-7: Simulação da presença de cementita em função da temperatura para as quatro ligas (AUTOR).....	88
Figura 3-8: Simulação da presença de carbeto de nióbio em função da temperatura para as quatro ligas (AUTOR).....	89
Figura 3-9: Metodologia de cálculo de massa para confecção dos eletrodos (AUTOR).....	89
Figura 3-10: (a) Pinos de alumínio com 12 mm de diâmetro e 43 mm de comprimento, (b) retalhos de aço inoxidável 430 e (c) ferronióbio granulado (AUTOR).	90
Figura 3-11: Furadeira vertical K&W do Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas, com seus avanços rápido (alavanca) e lento (manivela) (AUTOR).....	91
Figura 3-12: (a) Barras de aço carbono perfuradas e prontas para serem enxertadas, (b) <i>stub</i> utilizado no forno VAR para acoplamento do material de fusão por meio de um (c) <i>clamp</i> (AUTOR).	91
Figura 3-13: (a) Enxertos de nióbio, cromo e alumínio e (b) prensagem dos mesmos nos eletrodos (AUTOR).....	92
Figura 3-14: Eletrodo de fusão para o VAR (AUTOR).....	92

Figura 3-15: (a) Lingote fundido, (b) serra-fita do CBPF, (c) esmeril utilizado na limpeza do lingote, (d) bloco fundido esmerilado e (e) soldagem do extensor para refusão (AUTOR).....	93
Figura 3-16: Eletrodo de refusão para o VAR (AUTOR).....	93
Figura 3-17: Forno de refusão a vácuo (VAR) da ALD, modelo VAR L200 Ti Zr, COPPE/UFRJ (AUTOR).....	94
Figura 3-18: Limpeza dos cadinhos de cobre utilizados no processo de fusão em VAR (AUTOR).....	95
Figura 3-19: Esquema de um forno VAR (YAMADA, 2007 <i>apud</i> ARAUJO, 2012).....	95
Figura 3-20: Produtos fundidos VAR (AUTOR).....	96
Figura 3-21: Produtos refundidos em VAR (AUTOR).....	96
Figura 3-22: Processo de forjamento na empresa ForjaRio, Rio de Janeiro, demonstrando o prolongamento da chapa como consequência da deformação mecânica (AUTOR).	97
Figura 3-23: Ligas forjadas (AUTOR).....	97
Figura 3-24: (a) Forno utilizado para a laminação a quente e (b) um termopar aferindo a temperatura do processamento (AUTOR).....	98
Figura 3-25: Laminador FENN MFG Co., modelo D-51710 : 1973. Laboratório de Processamento Mecânico, IME (AUTOR).	99
Figura 3-26: (a) Chapas laminadas a quente e (b) decapadas e cortadas (AUTOR).....	100
Figura 3-27: Laminador FENN do PEMM/COPPE/UFRJ (AUTOR).....	100
Figura 3-28: Chapas laminadas a frio (AUTOR).....	101
Figura 3-29: A decapagem é realizada para remover a cama de óxido da superfície do material. O processo é um ataque ácido, que pode ser aquecido para intensificar o ataque (AUTOR).	102

Figura 3-30: Esquema de tratamento térmico realizado nas amostras (AUTOR).....	103
Figura 3-31: (a) Forno de indução utilizado no tratamento térmico com destaque para os (b) sensores computadorizados, TemperAço (AUTOR).....	103
Figura 3-32: Amostras amarradas (a) e transpassadas (b) com arame para montagem do feixe de amostras para tratamento térmico em forno de indução com sais de banho (AUTOR).....	103
Figura 3-33: Fornos utilizados nos tratamentos térmicos (AUTOR).....	104
Figura 3-34: (a) Amostras tratadas termicamente e (b) decapadas (AUTOR).....	104
Figura 3-35: Esquema de nomenclatura das amostras (AUTOR).....	105
Figura 3-36: Matriz dos ensaios executados em função das amostras (AUTOR).	106
Figura 3-37: Amostras para MEV tratadas com Nital 5% durante 15 segundos (AUTOR)..	106
Figura 3-38: Amostras coladas na resina de embutimento para preparação metalográfica (AUTOR).....	107
Figura 3-39: Retalhos de amostra para ensaio de picnometria (AUTOR).	107
Figura 3-40: Corpos de prova retangulares para ensaio de tração (ASTM, 2015).....	108
Figura 3-41: Corpos de prova para ensaio de tração usinados por fresa em CNC (AUTOR).	108
Figura 3-42: Esquema simplificado de um espectrofotômetro (LOPES, 2007).	109
Figura 3-43: Espectrômetro ótico, Centro Tecnológico do Exército (AUTOR).....	109
Figura 3-44: Comparação entre EDXRF e WDXRF (HORIBA, 200?).....	110
Figura 3-45: PANalytical Axios ^{mAX} minerals, presente no CPRM, equipamento para análise química por fluorescência de raios-X (AUTOR).	111
Figura 3-46: Amostras para análise de XRF no CBPF em formato (a) cilíndrico e (b) em chapa (AUTOR).	111

Figura 3-47: Multipicnômetro da Quantachrome, Unifei <i>campus</i> Itabira/MG (AUTOR).....	112
Figura 3-48: PANalytical X’Pert PRO MRD do Laboratório de Difração de raios-X, IME (AUTOR).....	113
Figura 3-49: <i>Absolute Scan</i> : planos de difração obtidos por raios-X, através da Lei de Bragg (AUTOR).....	113
Figura 3-50: Figuras de polo (111) de cobre puro. a) obtida pelo equipamento de ensaio; b) após correções realizadas no <i>software</i> popLA (AUTOR).....	114
Figura 3-51: Indexação de fibras e componentes cristalográficos para FDOC’s com phi 0 e 45°, em função dos ângulos de Roe psi e theta (AUTOR).....	116
Figura 3-52: Ábacos de indexação para ângulos phi 0 e 45° em função dos ângulos de Roe.	116
Figura 3-53: Fração de carbono na austenita γ_R em função da deformação (ITAMI <i>et al.</i> , 1995 <i>apud</i> YI, 2010).	117
Figura 3-54: Microscópio eletrônico de varredura da empresa TESCAN com detector EDS da Bruker, Unifei/Itabira (AUTOR).....	118
Figura 3-55: Microdurômetro Knoop/Vickers Wilson modelo 402MVD, CEFET/RJ (AUTOR).....	119
Figura 3-56: Máquina universal de tração INSTRON EMIC 23-100, Unifei/Itabira (AUTOR).	120
Figura 3-57: Orelhamento após conformação de amostra metálica (HOILE, 2000).	121
Figura 3-58: Efeito do Módulo de Weibull (β) na função de probabilidade de densidade (WEIBULL, 1992).	124
Figura 3-59: Definição do Parâmetro B_α : ângulo mínimo entre o vetor de direção de escoamento E e a direção111 do cristal mais próxima (SANTOS <i>et al.</i> , 2016).	125
Figura 3-60: Princípio de funcionamento do ferritoscópio (SILVA, 2011).....	126

Figura 3-61: Ferritoscópio para quantificação de martensita e padrões de ferrita (ALVES, 2018).....	127
Figura 3-62: Fator de correção para ferritoscopia em função da espessura das amostras (FEREZIN; 2016).....	127
Figura 4-1: Composições químicas das amostras forjadas, via combustão direta, espectrometria ótica e XRF (AUTOR).....	128
Figura 4-2: Distribuição de alumínio em um lingote fundido (AUTOR).	129
Figura 4-3: Simulação da densidade das ligas em Thermo-Calc (AUTOR).....	130
Figura 4-4: Resultados de densidade por picnometria e por simulação termodinâmica (AUTOR).....	131
Figura 4-5: Enriquecimento de carbono na austenita presente na chapa A0 (AUTOR).	132
Figura 4-6: Deslocamento de um pico de austenita nos difratogramas das amostras laminadas (AUTOR).....	132
Figura 4-7: Deslocamento de um pico de austenita nos difratogramas das amostras austemperadas (AUTOR).	133
Figura 4-8: Frações presentes de fases medidas via difração de raios-X nas amostras processadas: forjadas (d), laminadas a quente (e) e a frio (f), normalizadas (g), temperadas (h), austemperadas por 5 (j) e 7 minutos (k) (AUTOR).....	135
Figura 4-9: Análise de fibras cristalográficas das amostras forjadas (AUTOR).....	136
Figura 4-10: Análise de fibras cristalográficas das amostras laminadas a quente (AUTOR).136	
Figura 4-11: Análise de fibras cristalográficas das amostras laminadas a frio (AUTOR).....	137
Figura 4-12: Análise de fibras cristalográficas das amostras com tratamento térmico de normalização (AUTOR).	137
Figura 4-13: Análise de fibras cristalográficas das amostras com tratamento térmico de têmpera (AUTOR).....	138

Figura 4-14: Análise de fibras cristalográficas das amostras com tratamento térmico de austêmpera com 5 minutos de encharque (AUTOR).	138
Figura 4-15: Análise de fibras cristalográficas das amostras com tratamento térmico de austêmpera com 7 minutos de encharque (AUTOR).	139
Figura 4-16: Efeito do processamento nos principais componentes de textura cristalográfica das chapas, sendo (d) forjamento, (e) laminação a quente, (f) laminação a frio, (g) normalização, (h) têmpera, (j) austêmpera 5 minutos, (k) austêmpera 7 minutos (AUTOR).....	140
Figura 4-17: FDOCs das amostras forjadas (AUTOR).....	141
Figura 4-18: FDOCs das amostras laminadas a quente (AUTOR).	142
Figura 4-19: FDOCs das amostras laminadas a frio (AUTOR).	143
Figura 4-20: FDOCs das amostras com tratamento térmico de normalização (AUTOR).	144
Figura 4-21: FDOCs das amostras com tratamento térmico de têmpera (AUTOR).....	145
Figura 4-22: FDOCs das amostras com tratamento térmico de austêmpera com 5 minutos de encharque (AUTOR).	146
Figura 4-23: FDOCs das amostras com tratamento térmico de austêmpera com 7 minutos de encharque (AUTOR).	147
Figura 4-24: Micrografias da chapa forjada B0, MEV, matriz ferrítica com ilhas de perlita (AUTOR).....	148
Figura 4-25: Micrografias da chapa normalizada B0, ME, com ilustração tridimensional demonstrando a transformação perlítica em detrimento da austenita (AUTOR).149	
Figura 4-26: Micrografias da chapa temperada B0, MEV, matriz ferrítica com austenita e martensita (AUTOR).....	150
Figura 4-27: Micrografias da chapa austemperada por 5 minutos B0, MEV, região de bainita superior (AUTOR).	151

Figura 4-28: Micrografias da chapa austemperada por 7 minutos B0, MEV, com destaque para uma região de formação de bainita inferior (AUTOR).	151
Figura 4-29: Micrografias da chapa forjada B1, MEV, grãos de austenita dispersos em matriz ferrítica (AUTOR).....	152
Figura 4-30: Micrografias da chapa normalizada B1, MEV, presença de perlita e carbeto de nióbio precipitados em matriz ferrítica (AUTOR).	153
Figura 4-31: Micrografias da chapa temperada B1, MEV, regiões de perlita e carbeto de nióbio em matriz ferrítica (AUTOR).....	153
Figura 4-32: Micrografias da chapa austemperada por 5 minutos B1, MEV, ilustrando a formação de agulhas de bainita inferior (AUTOR).....	154
Figura 4-33: Micrografias da chapa austemperada por 7 minutos B1, MEV, matriz ferrítica com dispersão de carbeto de nióbio e fase perlita (P) (AUTOR).....	154
Figura 4-34: Micrografias da chapa forjada A0, MEV, sendo ferrita acicular (α_A) e ferrita de Widmanstätten (α_W) e representando a estrutura arborescente da ferrita de Widmanstätten dos contornos de grãos (AUTOR).....	155
Figura 4-35: Micrografias da chapa normalizada A0, MEV, formação de perlita através da austenita (AUTOR).	156
Figura 4-36: Micrografias da chapa temperada A0, MEV, martensita e austenita em matriz ferrítica (AUTOR).....	156
Figura 4-37: Micrografias da chapa austemperada por 5 minutos A0, MEV, região bainítica (AUTOR).....	157
Figura 4-38: Micrografias da chapa austemperada por 7 minutos A0, MEV (AUTOR).....	157
Figura 4-39: Micrografias da chapa forjada A1, MEV, com destaque para o carbeto de nióbio e para a fase perlita, mostrando os picos e os vales (AUTOR).	158
Figura 4-40: Micrografias da chapa normalizada A1, MEV, com superfície plana da fase austenita (AUTOR).	159

Figura 4-41: Micrografias da chapa temperada A1, MEV (AUTOR).	159
Figura 4-42: Micrografias da chapa austemperada por 5 minutos A1, MEV (AUTOR).....	160
Figura 4-43: Micrografias da chapa austemperada por 7 minutos A1, MEV, com regiões de bainita (AUTOR).....	161
Figura 4-44: Microdureza Vickers em função do processamento das amostras (AUTOR)...	162
Figura 4-45: Microdureza Vickers em função da composição química das amostras (AUTOR).....	162
Figura 4-46: Coeficiente de anisotropia plástica média, ou Lankford (AUTOR).....	163
Figura 4-47: Valores B para as amostras processadas (AUTOR).....	164
Figura 4-48: Parâmetro B para as amostras processadas por Igor (2016) (AUTOR).	165
Figura 4-49: Correlação quadrática entre o Parâmetro B e o coeficiente de Lankford (AUTOR).....	165
Figura 4-50: Curvas tensão-deformação das amostras laminadas a frio (AUTOR).	166
Figura 4-51: Curvas tensão-deformação das amostras normalizadas (AUTOR).....	166
Figura 4-52: Curvas tensão-deformação das amostras temperadas (AUTOR).....	166
Figura 4-53: Curvas tensão-deformação das amostras austemperadas por 5 minutos (AUTOR).....	167
Figura 4-54: Curvas tensão-deformação das amostras austemperadas por 7 minutos (AUTOR).....	167
Figura 4-55: Limite de escoamento (LE) em função do processamento das chapas (AUTOR).	168
Figura 4-56: Limite resistência mecânica (LR) em função da composição química das chapas (AUTOR).....	168

Figura 4-57: Alongamento total (AL) em função da composição química das chapas (AUTOR).....	169
Figura 4-58: Limite de escoamento (LE) em função do processamento das chapas (AUTOR).	170
Figura 4-59: Limite resistência mecânica (LR) em função do processamento das chapas (AUTOR).....	170
Figura 4-60: Alongamento total (AL) em função do processamento das chapas (AUTOR).	171
Figura 4-61: Diagrama de classes de aços convencionais e avançados (WORLDAUTOSTEEL, 2014).....	172
Figura 4-62: Diagrama de conformabilidade das amostras analisadas plotado sobre diagrama de classes de aços convencionais e avançados (AUTOR; WORLDAUTOSTEEL, 2014).....	173
Figura 4-63: Coeficientes de encruamento e de resistência pelas equações de Hollomon (AUTOR).....	174
Figura 4-64: Coeficientes de encruamento e de resistência pelas equações de Ludwik (AUTOR).....	174
Figura 4-65: Coeficientes de correlação (r) para Hollomon e Ludwik em relação aos resultados experimentais dos ensaios de tração (AUTOR).	175
Figura 4-66: Análise de Weibull para (a) LE, (b) LR e (c) AL em função da composição química (AUTOR).....	176
Figura 4-67: Correlação das propriedades mecânicas, em função da composição química das chapas, através do Módulo de Weibull (β) (AUTOR).	176
Figura 4-68: Análise de Weibull para (a) LE, (b) LR e (c) AL em função do processamento (AUTOR).....	177
Figura 4-69: Correlação das propriedades mecânicas, em função do processamento das chapas, através do Módulo de Weibull (β) (AUTOR).	177

Figura 4-70: Fração de fases magnéticas obtidas por ferritoscopia e corrigida pelo fator de correção de 1,09, sendo as amostras com 1 mm de espessura (AUTOR).....	178
Figura 8-1: Composição química da barra de aço carbono 1045 (AUTOR).	190
Figura 8-2: Composição química da barra de aço carbono 1020 (AUTOR).	191
Figura 8-3: Composição química do vergalhão de alumínio (AUTOR).....	192
Figura 8-4: Composição química da fita de aço inoxidável 430 da Fechometal (AUTOR)..	192
Figura 8-5: Composição química do ferronióbio cedido pela empresa CBMM (AUTOR)...	193
Figura 8-6: Área dos picos (<i>Net area</i>) obtida no X'Pert Data Viewer (AUTOR).	194
Figura 8-7: Área de um pico obtida a partir da função <i>Peak Parameters</i> no X'Pert Data Viewer (AUTOR).....	194
Figura 8-8: Quantificação por Rietveld na amostra conhecida (AUTOR).....	195
Figura 8-9: a) Relação entre o parâmetro global Parâmetro B e r e b) Regressão linear entre os valores experimentais e calculados de coeficiente de Lankford para as amostras (SANTOS <i>et al.</i> , 2016).....	196
Figura 8-10: Relação entre o Parâmetro B e r (AUTOR).....	196

LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1: Propriedades mecânicas do BIW em comparação aos veículos existentes no mercado de 1998.	36
Tabela 2-2: Composição química das ligas estipulada e experimental.	42
Tabela 3-1: Composição química desejada das ligas.	88
Tabela 3-2: Massa de enxertos para cada liga.	90
Tabela 3-3: Parâmetros da laminação a quente.	99
Tabela 3-4: Parâmetros da laminação a frio.	101
Tabela 3-5: Ângulos de difração 2θ das fases analisadas por difração de raios-X.	114
Tabela 4-1: Composições químicas planejadas e obtidas nas as chapas forjadas.	129

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

AÇOS

- AHSS - *Advanced high-strength steel*, ou Aço avançado de alta resistência
- BIW - *Body In White*, carcaça automotiva sem portas
- CP - *Complex phase*, ou Aço com fases complexas
- DP - *Dual phase*, ou Bifásico
- FB - *Ferritic-bainitic*, ou Ferrítico-bainítico
- GNO - Aço silício de grão não orientado
- HSLA - *High-strength low-alloy*, Aço de alta resistência e baixa liga (ARBL)
- HSS - *High speed steel*, ou Aço ferramenta
- MS - *Mild steel*, ou Aço macio
- MS/MART - *Martensitic*, ou Aço martensítico
- TRIP - *Transformation-induced plasticity*, ou Transformação induzida por plasticidade
- TWIP - *Twinning-induced plasticity*, ou Maclagem induzida por plasticidade
- UHSS - *Ultra-high strength steel*, aços AHSS com resistência à tração acima de 780 MPa

INSTITUIÇÕES

- CEFET - Centro Federal de Educação Tecnológica
- CTEx - Centro Tecnológico do Exército
- CBMM - Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração
- CBPF - Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas
- COPPE - Instituto Alberto Luiz Coimbra de Pós-Graduação e Pesquisa de Engenharia, da Universidade Federal do Rio de Janeiro – UFRJ.
- CSN - Companhia Siderúrgica Nacional
- IME - Instituto Militar de Engenharia
- LITMec - Laboratório de Instrumentação e Tecnologia Mecânica
- POSTECH - *Pohang University of Science and Technology*
- Usiminas - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A.

CRISTALOGRAFIA

- || - Paralelo

.cif	- Arquivo de informação cristalográfica, <i>Crystallographic information file</i>
Fibra- α	- $\langle 110 \rangle \parallel \text{DL}, \{hkl\} \langle 110 \rangle$
Fibra- γ	- $\langle 111 \rangle \parallel \text{DN}, \{111\} \langle uvw \rangle$
Fibra- η	- $\langle 001 \rangle \parallel \text{DL}, \{hkl\} \langle 100 \rangle$
Fibra- θ	- $\langle 001 \rangle \parallel \text{DN}, \{100\} \langle uvw \rangle$
Ea	Energia de Anisotropia
FDOC	- Função de distribuição de orientações cristalográficas (<i>Orientation Distribution Function</i>)
ND	- <i>Normal direction</i> , ou Direção normal à laminação (DN)
RD	- <i>Rolling direction</i> , ou Direção de laminação (DL)

COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Al	- Alumínio
C	- Carbono
Cr	- Cromo
Cu	- Cobre
Fe	- Ferro
Ga	- Gálio
Mn	- Manganês
Si	- Silício
ppm	- Partes por milhão, ou seja, quantidade do elemento em um milhão de átomos
Z	- Número atômico

MICROESTRUTURA

α	- Fase ferrita- α (CCC)
α'	- Fase martensita
α_A	- Fase ferrita acicular
α_W	- Fase ferrita de Widmanstätten
γ	- Fase austenita (CFC)
δ	- Fase ferrita- δ (CCC)
B	- Região de bainita
B_f	- Temperatura de fim da transformação bainítica

B_i	- Temperatura de início da transformação bainítica
CCC	- Cristal cúbico de corpo centrado
CCD	- Dispositivo de carga acoplada semiconductor utilizado para captação de imagens
CFC	- Cristal cúbico de face centrada
EDS	- <i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> , Espectroscopia por energia dispersiva
EFE	- Energia de falha de empilhamento
LS	- Limite de solubilidade
MEV	- Microscópio eletrônico de varredura
MET	- Microscópio eletrônico de transmissão
M_f	- Temperatura de fim da transformação martensítica
M_i	- Temperatura de início da transformação martensítica
MO	- Microscópio óptico
P	- Região de perlita
TG	- Tamanho de grão
VAR	- <i>Vacuum arc remelting</i> , Forno de refusão a vácuo
XRF	- <i>X-ray fluorescence</i> , Fluorescência de Raios-X

PROPRIEDADES MECÂNICAS

\bar{r} ou r_m	- Coeficiente de Lankford
AL	- Alongamento total
E	- Módulo de elasticidade
HV	- Microdureza Vickers
LE	- Limite de escoamento
LR	- Limite de resistência à tração
k	- Coeficiente de resistência mecânica
n	- Coeficiente de encruamento

RESUMO

O estudo e o desenvolvimento de ligas de aço δ -TRIP são frutos da observação do efeito da substituição de silício por alumínio em aço em curvas termodinâmicas que descrevem frações de fases em condição de equilíbrio. Os cálculos indicaram que elevados teores de alumínio possibilitariam a estabilização de ferrita- δ em temperatura ambiente, resultado em ligas que atingiram 1 GPa de limite de resistência à tração e 23% de alongamento total. Além disso, simulações termodinâmicas realizadas via *software* Thermo-Calc[®] com a base de dados TCFE-6 apontam que a inclusão de nióbio na composição química das ligas intensifica a estabilidade da ferrita- δ . Para este trabalho foram produzidas quatro ligas com variações nas composições de alumínio, nióbio e carbono através de um forno de refusão a vácuo (VAR). Essas foram forjadas por martelamento, laminadas a quente e a frio e tratadas termicamente. Foram realizadas análises de composição química, densidade por picnometria, difração e textura cristalográfica por raios-X (DRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV), microdureza Vickers (HV), ensaio de tração e ferritoscopia. As frações de ferrita/austenita medidas por difração de raios-X estão em concordância com os cálculos simulados. A presença do nióbio proporcionou aumento de ductilidade, enquanto a maior fração de carbono foi prejudicial às transformações de fases, como a formação de perlita no tratamento de normalização e de bainita durante a austêmpera. As análises da textura cristalográfica e do coeficiente de anisotropia (Lankford) denotam que essas ligas não apresentam bom comportamento para estampagem profunda. As respostas desses materiais em relação aos esforços de tensão-deformação são características, na maioria dos casos, das ligas de aço de alta resistência e baixa liga (HSLA).

Palavras-chave: Aços avançados de alta resistência (AHSS). Forno de refusão a vácuo (VAR). Aços δ -TRIP. Aços com alto alumínio. Aços com nióbio.

ABSTRACT

The research and the development of δ -TRIP steel are due to observations about the effects of the substitution of silicon by aluminum in steel alloys in thermodynamics responses that describe the amount of phases in equilibrium condition. The simulations indicated that high quantities of aluminum allow the stabilization of δ -ferrite at room temperature, resulting in steels reaching an ultimate tensile strength of 1 GPa and a total elongation of 23%. Besides, Thermo-Calc® software using TCFE-6 database shows that the addition of niobium in the chemical composition of the alloys enhances the stability of δ -ferrite. Four steel alloys varying aluminum, niobium and carbon content were produced for this work, using a vacuum remelting furnace (VAR). These products were forged, hot and cold rolled and submitted to heat treatments. Analyzes of chemical composition, density, X-ray diffraction and crystallographic texture (XRD), scanning electron microscopy (SEM), Vickers microhardness (HV), tensile tests and ferritometry were performed. Experimental ferrite/austenite data, by X-ray diffraction, correlates with thermodynamic simulations. The presence of niobium provided an increase in ductility, while the higher carbon content was adverse to phase transformations, such as the formation of perlite by the normalization treatment and bainite during the austempering treatment. The crystallographic texture and coefficient of anisotropy (Lankford) analyzes indicate that these alloys do not present satisfactory performance for deep drawing. Tensile-strain relations described a behavior characteristic of high-strength low-alloy steels (HSLA) for the most part of the produced samples.

Keywords: Advanced high-strength steels (AHSS). Vacuum arc remelting (VAR). δ -TRIP steels. High aluminum steels. Niobium in steels.

1 INTRODUÇÃO

1.1 POSICIONAMENTO DA PESQUISA

A indústria automobilística tem buscado aprimorar as tecnologias de produção ao mesmo tempo em que almeja novos materiais para melhorar a segurança e o rendimento de veículos. Devido ao elevado consumo de energia de origem fóssil, que contribui de forma crítica para o aumento dos teores de poluentes na atmosfera terrestre, se faz cada vez mais necessário reduzir o peso de automóveis. Essa redução possibilita menores gastos com combustíveis, menores gastos com construções civis viárias e maior economia para a cadeia produtiva. Nesse contexto, montadoras de veículos e siderúrgicas se uniram em torno de um projeto cujo objetivo era a criação de um protótipo de carro com o menor peso possível, chamado ULSAB (*UltraLight Steel Auto Body*) (WORLDAUTOSTEEL, 2014).

Como resultados do projeto, foram aprimoradas novas classes de aços, sendo a de aços avançados de alta resistência (AHSS) uma das mais promissoras. Essa categoria abrange os aços *Dual Phase*, *Complex Phase*, *TWIP* (Maclagem induzida por plasticidade) e *TRIP* (Transformação induzida por plasticidade). O desenvolvimento desses materiais permitiu um grande avanço em durabilidade, economia e segurança para os novos veículos produzidos. No Brasil, indústrias como a CSN e a Usiminas já produzem alguns desses tipos de aços.

O princípio básico dos aços TRIP é manter austenita retida em temperatura ambiente. Essa fase metaestável, com transformação incompleta, se transforma em martensita caso haja energia suficiente. Em aços TRIP essa energia é fornecida na forma de deformação mecânica. Em aplicações automotivas essa deformação significa choque mecânico, ou colisão. Assim, o efeito TRIP possibilita ao aço TRIP ser considerado ideal a ser utilizado em partes dos automóveis em que haja iminência de colisões, já que o consumo de energia para transformação de fase minimiza a energia que seria despendida a atingir os passageiros desses veículos. Importante salientar que os automóveis são constituídos por várias categorias de aços e que os passageiros são protegidos por aços mais duros que sofrem apenas pequenas deformações em função da colisão.

O aço δ -TRIP foi elaborado durante o desenvolvimento da Tese de Doutorado de Chatterjee (2006), na qual ele simulava por cálculos termodinâmicos produtos com maiores teores de alumínio em detrimento do silício. O pesquisador percebeu que o alumínio poderia possibilitar a manutenção de ferrita- δ mesmo em temperatura ambiente, resultando em um produto em que a ferrita- α fosse, então, parcialmente substituída. Esse aço apresentou propriedades mecânicas superiores às dos aços TRIP comuns, sem adição significativa de alumínio.

O método de simulação de composição química por análise termodinâmica utilizado por Chatterjee (2006) também foi realizado neste trabalho para propor adições químicas com o objetivo de estabilizar maior quantidade de ferrita- δ e acentuar a ductilidade das chapas. As simulações indicam que a adição de nióbio é capaz de fornecer as propriedades desejadas.

Apesar da ampla gama de aplicações, o estudo de aços TRIP ainda é motivado pela carência de informações em vários âmbitos sobre essa classe de materiais, que são leves e de alta resistência. Há ainda menor oferta de literatura específica sobre os aços δ -TRIP que, por terem a possibilidade de revolucionar a engenharia de produtos focada, principalmente, ao setor automotivo, demanda um alto volume de análises, estudos e debates.

Para o presente trabalho, foram elaboradas via forno de refusão a vácuo novas composições que visam aumentar a quantidade de ferrita- δ em chapas de aço TRIP. Essas chapas foram laminadas e tratadas termicamente por normalização, têmpera e austêmpera. Análises de composição química, densidade, difração e textura cristalográfica por raios-X, microscopia eletrônica de varredura, microdureza Vickers, propriedades mecânicas e ferritoscopia foram realizadas nessas amostras. As principais variações químicas foram de carbono e nióbio, pois esses elementos se mostraram promissores para a estabilização de ferrita- δ e austenita retida em temperatura ambiente durante as simulações de diagrama de fases gerados no *software* Thermo-Calc.

1.2 OBJETIVOS

Esta tese tem como objetivos produzir aços δ -TRIP com alta composição de alumínio e caracterizar e analisar o efeito da adição de nióbio e de carbono – bem como a influência de diferentes rotas de tratamentos térmicos – na microestrutura, textura cristalográfica, densidade

e seu comportamento quando submetidas à tração. O planejamento da composição química tem o propósito de otimizar a manutenção de ferrita- δ nas chapas processadas, através da inclusão do elemento ferritizante nióbio, e de austenita retida, estabilizada principalmente pelo carbono. Também são almejados a ocorrência de efeito TRIP e condições satisfatórias de estampabilidade nas chapas.

1.3 MOTIVAÇÃO PARA A PESQUISA

O desenvolvimento de novas ligas de aço de baixa densidade com alta resistência mecânica é uma nova fronteira para materiais metálicos. Esses materiais são naturalmente designados para produtos em que o menor peso resulta diretamente em economia de combustíveis, como em automóveis. A motivação para execução deste trabalho se baseia na possibilidade de produzir ligas metálicas que atendam a esses requisitos e sejam de interesse tanto da indústria siderúrgica como das montadoras de veículos, assim como fornecer maior segurança aos usuários desses produtos. É notável que o maior consumo de combustíveis produz maior poluição ambiental, maiores custos e tende à escassez desses recursos.

1.4 ORIGINALIDADE

A originalidade deste trabalho consiste na estabilização da fase ferrita- δ em temperatura ambiente através da adição de alumínio e de nióbio, por meio de um forno de refusão a vácuo (VAR) a partir de barras de aço ao carbono. Essas ligas de aço apresentam comportamento TRIP e podem então ser denominadas δ -TRIP. Também é originalidade deste trabalho a análise de textura cristalográfica nessa classe de materiais.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 AÇOS AUTOMOTIVOS

2.1.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Em 1994 foi criado um consórcio entre siderúrgicas e montadoras de automóveis objetivando o desenvolvimento de materiais de baixa densidade para uso automotivo. Esse grupo, composto por 35 empresas em 18 países, foi unificado no projeto ULSAB, cuja sigla significa Corpo automotivo com aços ultraleves (*UltraLight Steel Auto Body*). As siderúrgicas brasileiras Usiminas e CSN participaram do projeto. A pesquisa foi pautada em segurança (*Safe*), produtos acessíveis (*Affordable*), eficiência de combustível (*Fuel Efficient*) e ecologia (*Environmentally*), resultando na sigla SAFE (WORLDAUTOSTEEL, 2014).

A *American Iron and Steel Institute* relata que, ao final do projeto, foi fabricado um protótipo automotivo (sem portas, capô e porta malas) chamado *Body-In-White* (BIW), com 203 kg, o que significou uma redução de 25% em peso em relação ao peso médio dos carros disponíveis no mercado (Tabela 2-1).

Tabela 2-1: Propriedades mecânicas do BIW em comparação aos veículos existentes no mercado de 1998.

	ULSAB	Modelos atuais	Referências futuras
Rigidez estática de torção	20.800 Nm/deg	11.531 Nm/deg	13.000 Nm/deg
Rigidez estática de tensão	18.100 N/mm	11.902 N/mm	12.200 N/mm
Massa	203 kg	271 kg	250 kg

Fonte: WorldAutoSteel, 2014.

Também resulta dessa parceria a elaboração de novas classes de aços de alta resistência, largamente utilizados atualmente, denominados Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS). Esses aços apresentaram maiores resistência à tração com considerável alongamento, principalmente os aços TRIP (*Transformed induced plasticity*) e TWIP (*Twinning induced plasticity*), como pode ser observado através da Figura 2-1.

O aço *Dual Phase* (DP) é composto por uma matriz ferrítica com ilhas de martensita endurecida (Figura 2-2), sendo que quanto maior a segunda fase maior a resistência mecânica

do material. Esses aços são produzidos a partir do resfriamento controlado da fase austenítica. WorldAutoSteel (2014) relata que os aços DP apresentam alta taxa de conformabilidade associado a um considerável alongamento, em comparação aos aços convencionais. Na Figura 2-3 é exibida a tensão-deformação sob tração desses aços em comparação aos aços comuns.

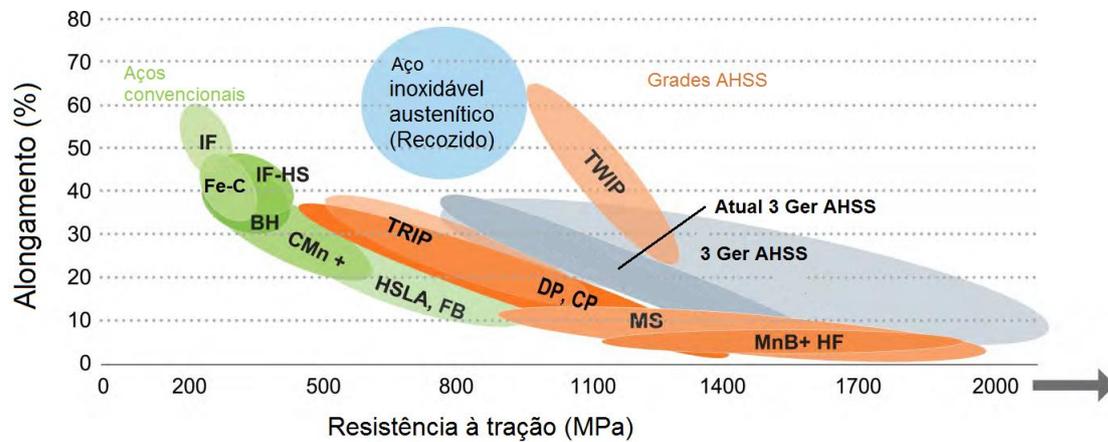


Figura 2-1: Diagrama de conformabilidade demonstrando as novas classes de aços avançados de alta resistência (AHSS) em alaranjado (WORLDAUTOSTEEL, 2014).

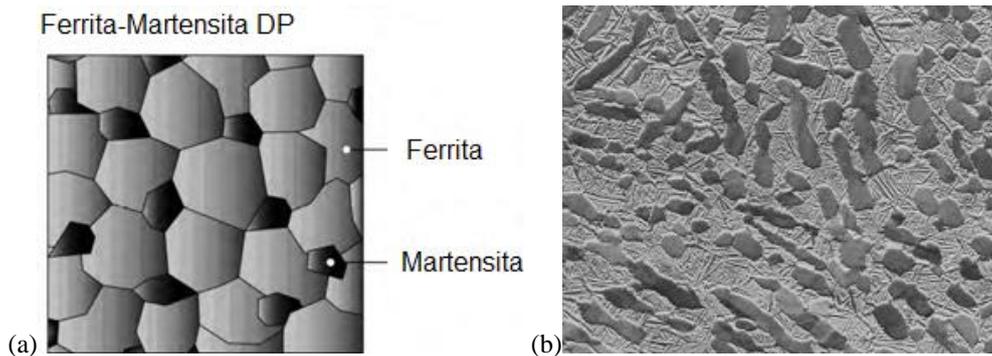


Figura 2-2: (a) Ilustração esquemática e (b) micrografia das ilhas de martensita em matriz ferrítica em um aço Dual Phase (WORLDAUTOSTEEL, 2006).

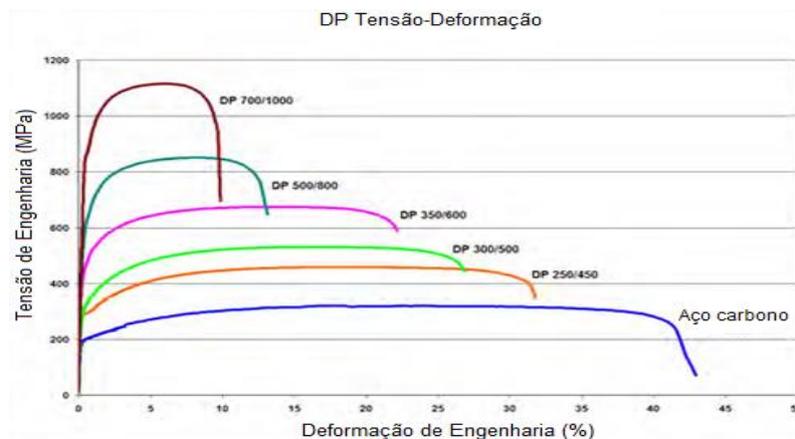


Figura 2-3: Tensão-deformação sob tração de aços DP e de aços comuns (WORLDAUTOSTEEL, 2006).

Os aços *Complex Phase* (CP) apresentam pequenas quantidades de martensita, austenita retida e perlita dentro de uma matriz ferrítica-bainítica, e podem conter elementos como titânio e nióbio cujas precipitações retardadas provocam um alto refinamento de grãos. Esses aços têm maior tensão de escoamento que os DP e apresentam altas energias de absorção e capacidade de deformação residual. O diagrama de tensão-deformação desses materiais está exibido na Figura 2-4.

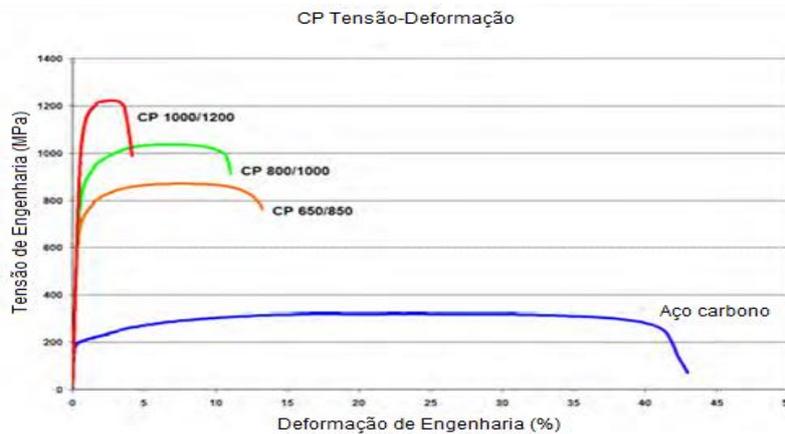


Figura 2-4: Tensão-deformação de aços CP em comparação aos aços comuns (WORLDAUTOSTEEL, 2006).

Em aços martensíticos, chamados MS ou MART, a austenita é quase totalmente transformada em martensita, sendo então esse material descrito como matriz martensítica com pequenas quantidades de ferrita e bainita (Figura 2-5). Aços MS apresentam os maiores valores de resistência mecânica, sendo frequentemente submetidos a tratamentos térmicos para aprimoramento da ductilidade (Figura 2-6).

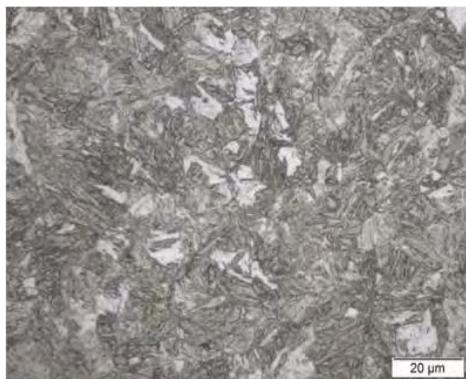


Figura 2-5: Microestrutura de um aço MS 950/1200 (WORLDAUTOSTEEL, 2014).

Já os aços TWIP são caracterizados pelo fato de a deformação ocorrer devido a processos de maclagem. WorldAutoSteel (2006) informa que a elevada presença de manganês nesses materiais (17-24% em peso) faz com que sejam altamente austeníticos em temperatura ambiente. As maclas ocasionam uma elevada taxa de endurecimento instantâneo, que também

é maior quanto menor é o tamanho de grão da chapa, uma vez que os contornos das maclas agem como contornos de grão, endurecendo o material (Figura 2-7). Esses aços apresentam alta resistência mecânica e ductilidade, como pode ser observado no diagrama da Figura 2-8.

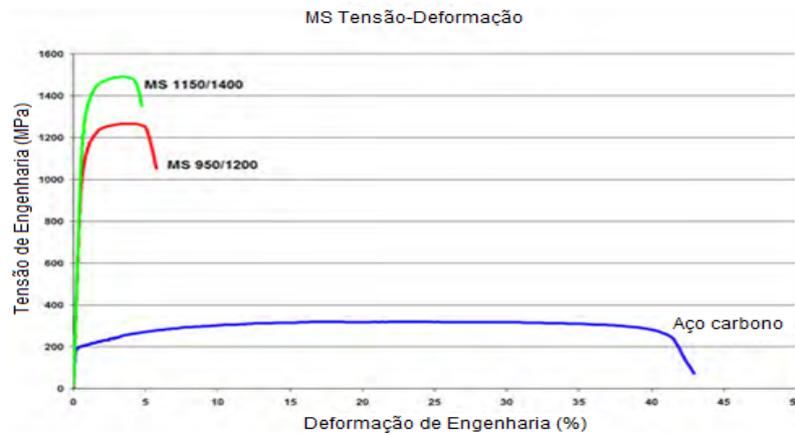


Figura 2-6: Tensão-deformação de aços MS/MART em relação aos comuns (WORLDASTOSTEEL, 2006).

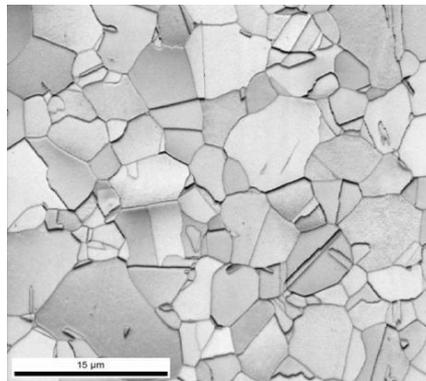


Figura 2-7: Fotomicrografia de um aço TWIP recozido (WORLDASTOSTEEL, 2014).

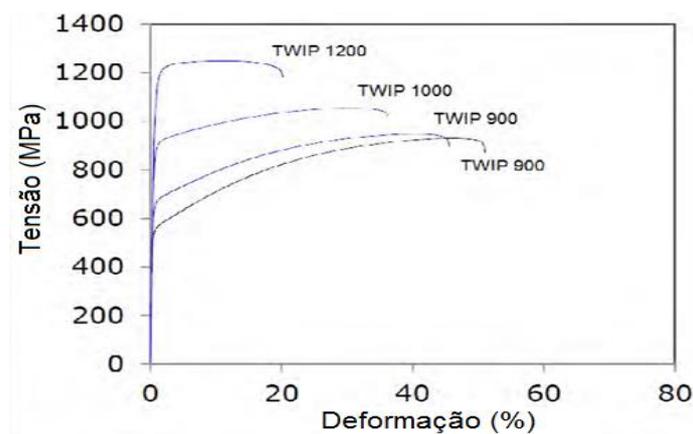
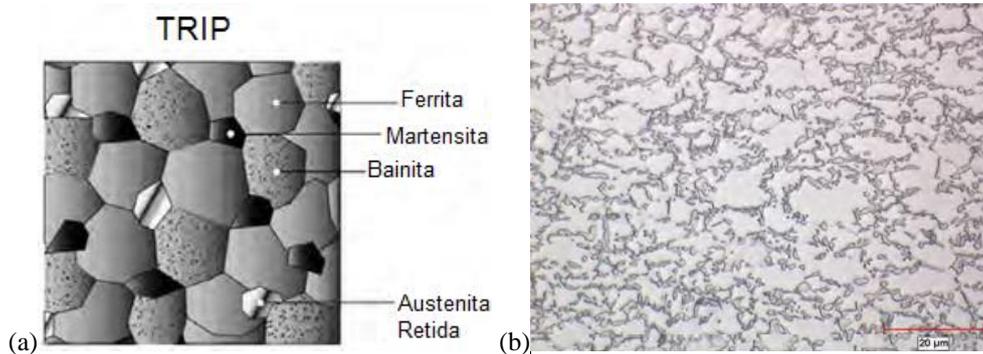


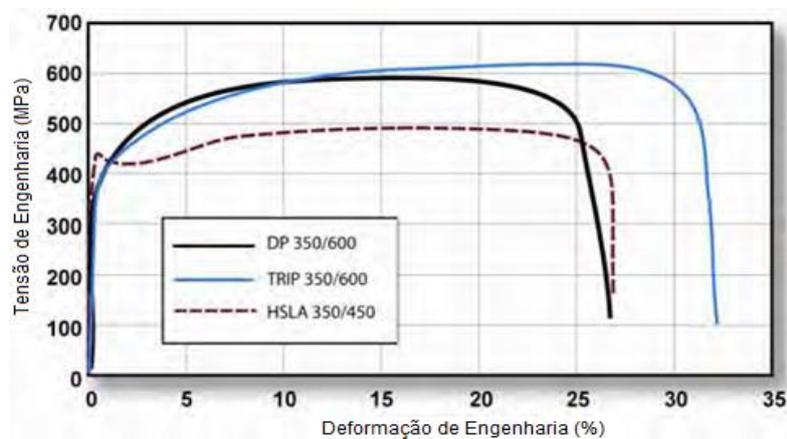
Figura 2-8: Tensão-deformação sob tração de aços TWIP (WORLDASTOSTEEL, 2006).

Aços TRIP são aqueles em que os processos de transformação de fases são iniciados a partir de processos de deformação. Esses materiais são compostos por austenita retida em matriz de ferrita, com presença também de bainita e martensita (Figura 2-9). WorldAutoSteel

(2014) afirma que altas quantidades de silício e de carbono resultam em aumento da fração volumétrica de austenita retida no produto.



Em aços TRIP, a presença de segunda fase dura em matriz macia possibilita alta taxa de encruamento, como em aços *Dual Phase*. Entretanto, em aços TRIP há transformação de austenita retida em martensita em função de esforços de deformação, fazendo aumentar a resistência mecânica dessas chapas. Como exibido na Figura 2-10, aços TRIP apresentam menor encruamento inicial que os DP, mas o crescimento da resistência mecânica dos primeiros continua mesmo em altas deformações, nas quais aços DP começam a falhar.



A presença de carbono é altamente necessária, pois é esse elemento o principal responsável por estabilizar a austenita retida em temperatura ambiente, permitindo a transformação martensítica quando o material é suficientemente deformado. Pequenas quantidades de carbono fazem com que a austenita retida se transforme imediatamente após o esforço mecânico sofrido pelo material, causando encruamento e inviabilizando o processo de estampagem. Além disso, altos teores de silício e alumínio facilitam a transformação de austenita em ferrita da bainita, uma vez que dificultam a precipitação de carbonetos na região

bainítica. Em automóveis, esses aços são utilizados em situações onde há risco de choques mecânicos, como colisões, uma vez que a deformação consumirá parte da energia do impacto, aumentando a segurança dos tripulantes do veículo.

Na Figura 2-11 é possível notar as boas propriedades de tensão-deformação sob tração de aços TRIP em comparação a aços convencionais. É importante mencionar que a literatura traz dois tipos comuns de aços TRIP: TRIP e Assistido por efeito TRIP (*TRIP-assisted steel*). Os primeiros eram utilizados no início do desenvolvimento de aços TRIP, sendo esses aços compostos por altas concentrações de elementos estabilizantes de austenita, elevando o preço desses produtos. O desenvolvimento da tecnologia foi capaz de produzir ligas em que o efeito TRIP é induzido pela presença de austenita retida, não sendo esses aços completamente austeníticos e possibilitando a aplicação de uma variedade de composições.

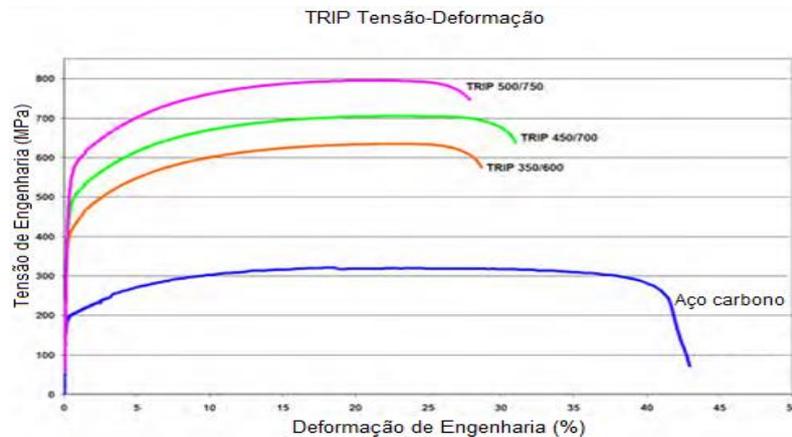


Figura 2-11: Tensão-deformação de aços TRIP em relação aos comuns (WORLDAUTOSTEEL, 2006).

2.1.2 AÇO Δ -TRIP

Chatterjee (2006) fez uso de algoritmos que simulavam incrementar a quantidade de austenita retida com o uso de menores quantidades de silício na composição das chapas e percebeu a presença de ferrita- δ em temperatura ambiente durante as simulações de ligas com altas concentrações de alumínio. Assim, ele produziu uma liga desse aço e o nomeou como aço δ -TRIP. A Tabela 2-2 demonstra a composição estipulada pelo pesquisador para manter ferrita- δ em temperatura ambiente, bem como a composição da liga confeccionada. Na Figura 2-12 são ilustrados os resultados dessas composições na estrutura de fases do material. A conclusão de que a ferrita- δ existe em temperatura ambiente parte da observação de que não existe um campo 100% austenítico na Figura 2-12a, ou seja, em nenhum momento a ferrita- δ

é totalmente transformada, indicando que ela permanece retida no aço, na forma de dendritas (Figura 2-13). A mesma conclusão se aplica à liga experimental (Figura 2-12b).

Tabela 2-2: Composição química das ligas estipulada e experimental.

LIGA	C	Si	Mn	Al	Cu	P
Estipulada	0,40	0,50	2,00	2,00	0,50	0,020
Experimental	0,36	0,73	1,96	2,22	0,52	0,022

Fonte: Chatterjee, 2006.

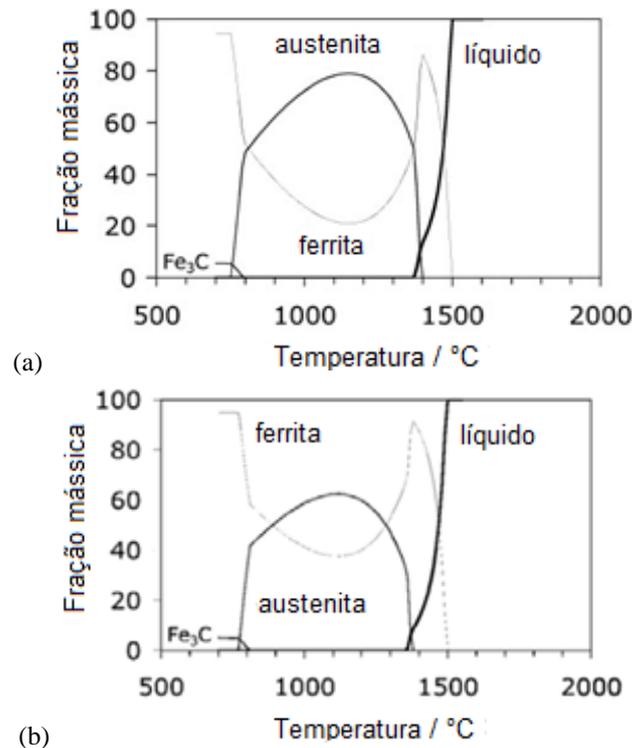


Figura 2-12: Simulações em *Thermo-Calc* das ligas (a) estipulada e (b) experimental (CHATTERJEE, 2006).

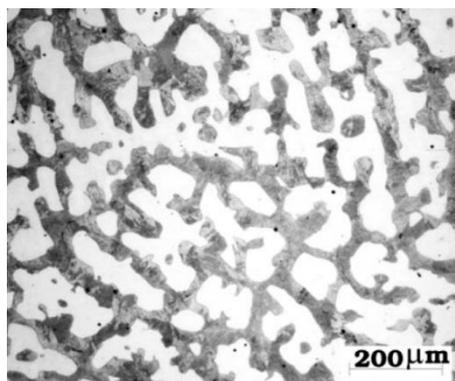


Figura 2-13: Microestrutura da liga como fundida obtida por microscopia ótica (YI, 2010).

Chatterjee *et al.* (2007) relatam que a ferrita- δ consegue substituir a ferrita alotriomorfa e se manter presente mesmo em temperatura ambiente, garantindo ao material final resistência à tração de 1 GPa e 23% de alongamento quase totalmente uniforme no material como fundido

(Yi *et al.*, 2011c), demonstrado na Figura 2-14. Chatterjee *et al.* (2007) ainda concluem que a alta ductilidade se deve à transformação de austenita retida em martensita.

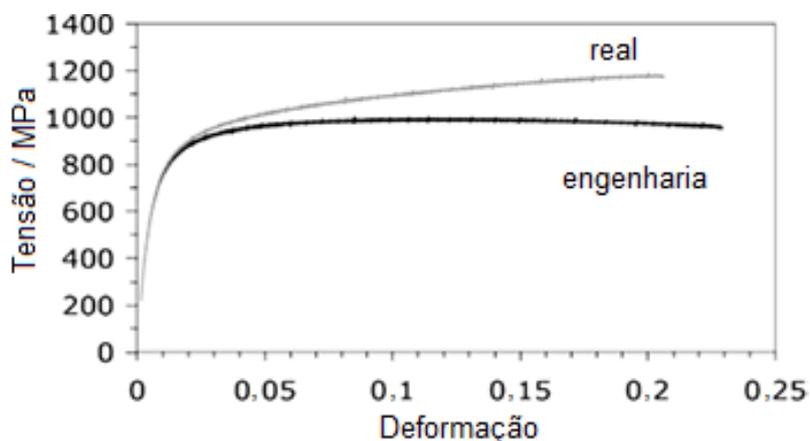


Figura 2-14: Curva tensão-deformação em temperatura ambiente, em que quase todo o alongamento é uniforme (CHATTERJEE *et al.*, 2007).

Yi *et al.* (2011c) afirmam que o microconstituente de destaque nesses aços é a ferrita- δ retida em temperatura ambiente, sendo o material também constituído por ferrita bainítica e austenita retida. O elemento mais importante para estabilização da ferrita- δ nesse material é o alumínio, sendo indicado teores acima do equilíbrio, em torno de 2,50% (Yi *et al.*, 2011c; Yi, 2010), para essa finalidade. Entretanto, apesar de promissor, o estudo desse tipo de aço ainda é recente e pouco explorado. Choi *et al.* (2012) concluíram que a manutenção da ferrita- δ em temperatura ambiente é devida à pequena faixa de temperatura que abrange a transformação dessa fase para austenita, sendo, assim, difícil ocorrer a transformação. O potencial desses aços para aplicação na indústria automotiva pode ser percebido através da Figura 2-15, em que os pontos em vermelho indicam os resultados obtidos por Yi (2010) e que são superiores aos demais encontrados na literatura para essa classe de material. O pesquisador ainda relata que o desempenho desse material pode ser aprimorado através da obtenção de grãos menores e que, devido à presença de ferrita- δ estável, esses materiais não apresentariam dificuldades durante os processos de soldagem, já que não haveria martensita na zona fundida.

Yi *et al.* (2011c) concluíram que durante o processo de laminação a quente, parte da ferrita- δ pode ser transformada em austenita, uma vez que essa fase é capaz de ser formada por transformação de estado sólido sem a necessidade de particionar os solutos, especialmente o alumínio. Os autores relatam que menores teores de manganês e cobre, com aumento dos teores de alumínio e silício, podem minimizar o problema.

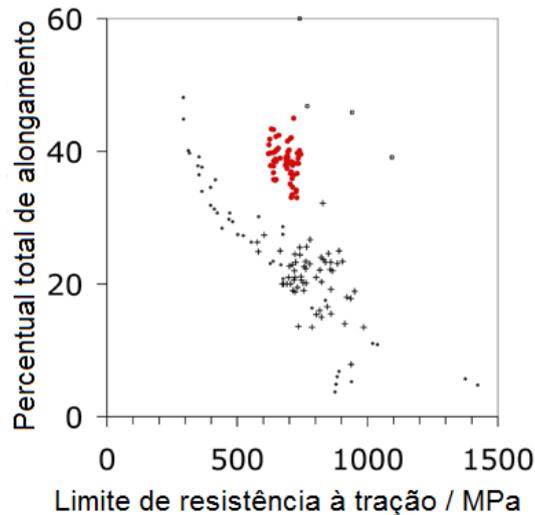


Figura 2-15: Propriedades mecânicas de aços δ -TRIP em círculos vermelhos, sendo comparados com os valores encontrados na literatura (YI, 2010).

2.2 EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA

A adição de elementos de liga em chapas de aço altera a composição de fases presentes no material, reduzindo ou ampliando os campos austeníticos e ferríticos. A fase existente no campo austenítico é denominada austenita, enquanto as presentes nos campos ferríticos são chamadas ferrita- δ (nucleada em temperaturas elevadas) e ferrita- α (formada em menores temperaturas). Os elementos químicos que favorecem a formação de austenita são chamados de austenitizantes e os que facilitam a formação de ferrita δ ou α de ferritizantes. São austenitizantes o níquel, o manganês, o cobalto, o carbono, o nitrogênio, o cobre e o zinco. São ferritizantes o silício, o alumínio, o fósforo, o molibdênio, o cromo, o boro, o nióbio e o zircônio. Através da Figura 2-16 pode se perceber a influência dos elementos de liga sobre a formação de fase em amostras de aço em função da entalpia, ou seja, quanto menor a coluna mais fácil será a formação do respectivo constituinte, descrito nas abscissas dos gráficos.

Silva e Mei (1988) descrevem quatro tipos de elementos de liga, em função de sua influência no diagrama de fases da liga formada. Segundo os autores, as classificações são A para austenitizantes e B para ferritizantes. Na Figura 2-17, A-I é o digrama típico de campo austenítico aberto e A-II de campo austenítico expandido. Campo aberto significa que os elementos de liga como níquel, manganês e cobalto aumentam a faixa de temperatura para austenita estável, através da redução da temperatura do eutetóide e elevação da temperatura de início da nucleação da fase austenita (A-I); enquanto os elementos como o carbono e o

nitrogênio expandem o campo austenítico até a nucleação de compostos ferríticos (A-II). Na Figura 2-17, B-I de campo austenítico fechado e B-II de campo austenítico contraído. Campo fechado pode ser produzido por elementos como carbono, silício, alumínio, berílio e fósforo, que dificultam a formação de austenita favorecendo o campo ferrítico (B-I); no tempo em que no campo contraído a nucleação da ferrita delimita a presença da austenita (B-II). Os diagramas presentes nos tópicos seguintes seguem esses padrões.

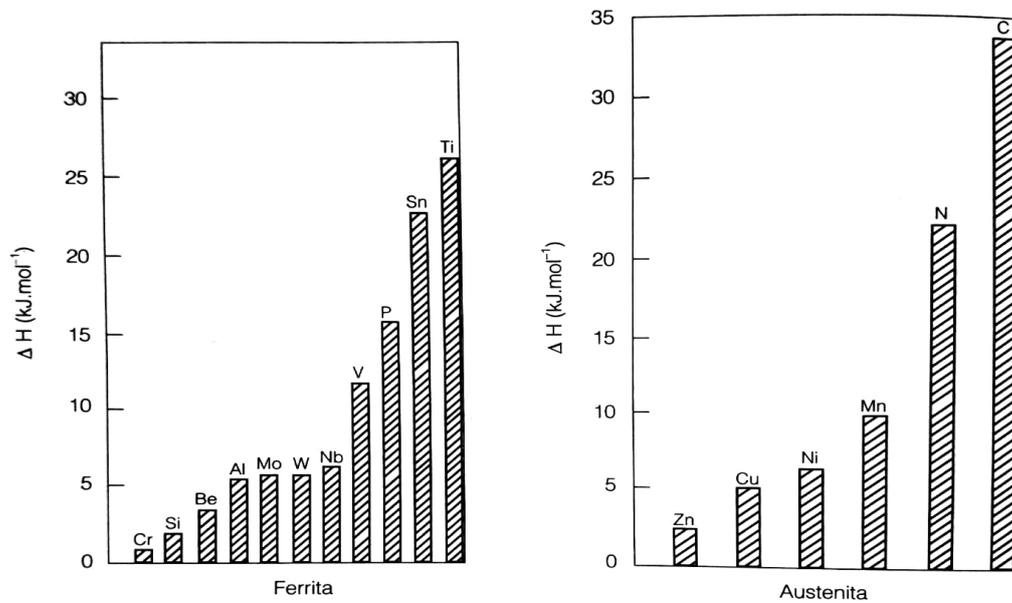


Figura 2-16: Tendência relativa dos elementos de liga, em termos de entalpia, para formação de ferrita e austenita (SILVA; MEI, 2010).

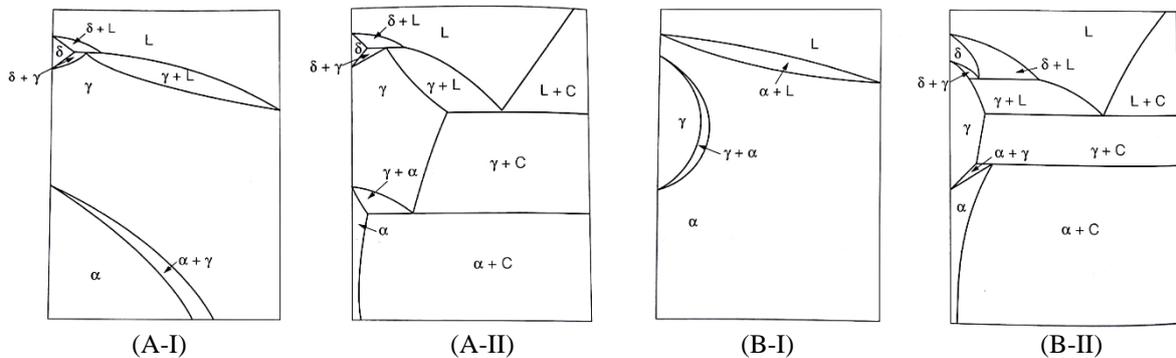


Figura 2-17: Tipos de diagramas de equilíbrio para elementos de liga (SILVA; MEI, 2010).

De acordo com Zhao *et al.* (2014), a baixa estampabilidade apresentada por aços TRIP pode ser melhorada se a matriz ferrítica alotriomorfa puder ser alterada. Como a ferrita- δ apresenta maior ductilidade que a ferrita alotriomorfa, é esperado um aumento na ductilidade do material devido a uma maior presença de ferrita- δ no produto final.

Carbonetos de nióbio são facilmente precipitados por apresentarem baixa entalpia de formação, como ilustrado na Figura 2-18, menores até que a energia necessária para a

formação de cementita. Dessa forma, a adição de nióbio nas ligas metálicas é capaz de provocar retenção de carbono e limitar a formação de fases decorrentes da cementita, como a perlita e a bainita. Carbetos de cromo, pouco solúveis em austenita, podem fragilizar a chapa metálica a tornando inviável de ser estampada. Souza (1989) afirma que o cromo tem maior propensão à formação de carbonetos que o manganês. Dessa forma, baixos teores de cromo devem ser utilizados com o intuito de retardar a formação desses carbonetos, embora para aços com baixas quantidades de carbono a adição de cromo possa ser benéfica para a ductilidade e a tenacidade.

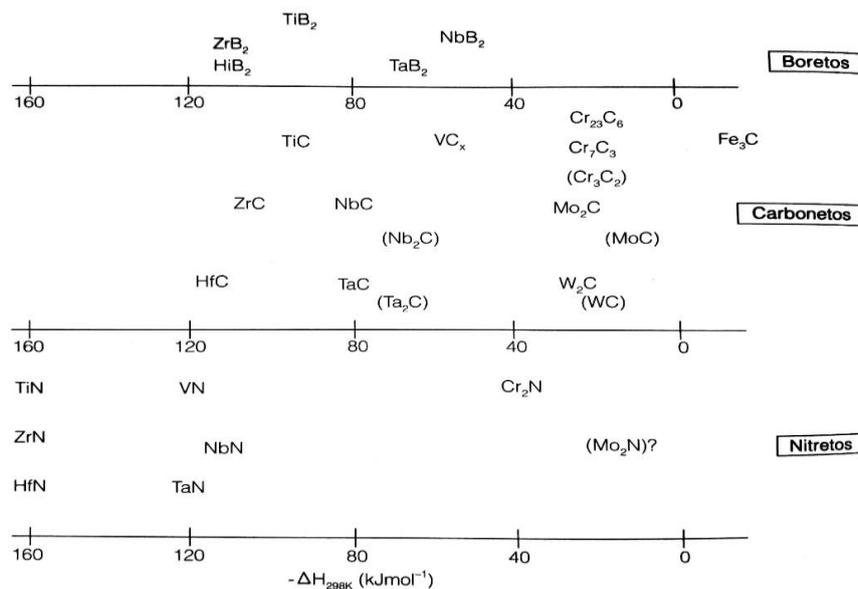


Figura 2-18: Estabilidade dos carbonetos, nitretos e boretos em função de sua entalpia de formação (SILVA; MEI, 2010).

2.2.1 CARBONO

O carbono é o elemento base da constituição dos aços, junto com a matriz ferrítica. Em aços TRIP, esse elemento é responsável pela estabilização da austenita, mas em grandes quantidades pode fragilizar o produto, impossibilitando a estampagem e induzir a precipitação de carbonetos. Souza (1989) afirma que, para aços baixa liga, só é possível encontrar austenita retida pós têmpera em ligas com teor de carbono acima de 0,4%.

A composição de carbono no aço tem enorme influência nos resultados que o material apresentará quando solicitado. Aços com baixo teor de carbono têm grande ductilidade e baixa resistência mecânica. A medida em que a quantidade de carbono aumenta, há maior formação de perlita, dentre outras fases e, como consequência, menores valores de tenacidade

e ductilidade. Santos (1989) relata que maiores frações de perlita endurecem o aço e aumentam sua resistência mecânica.

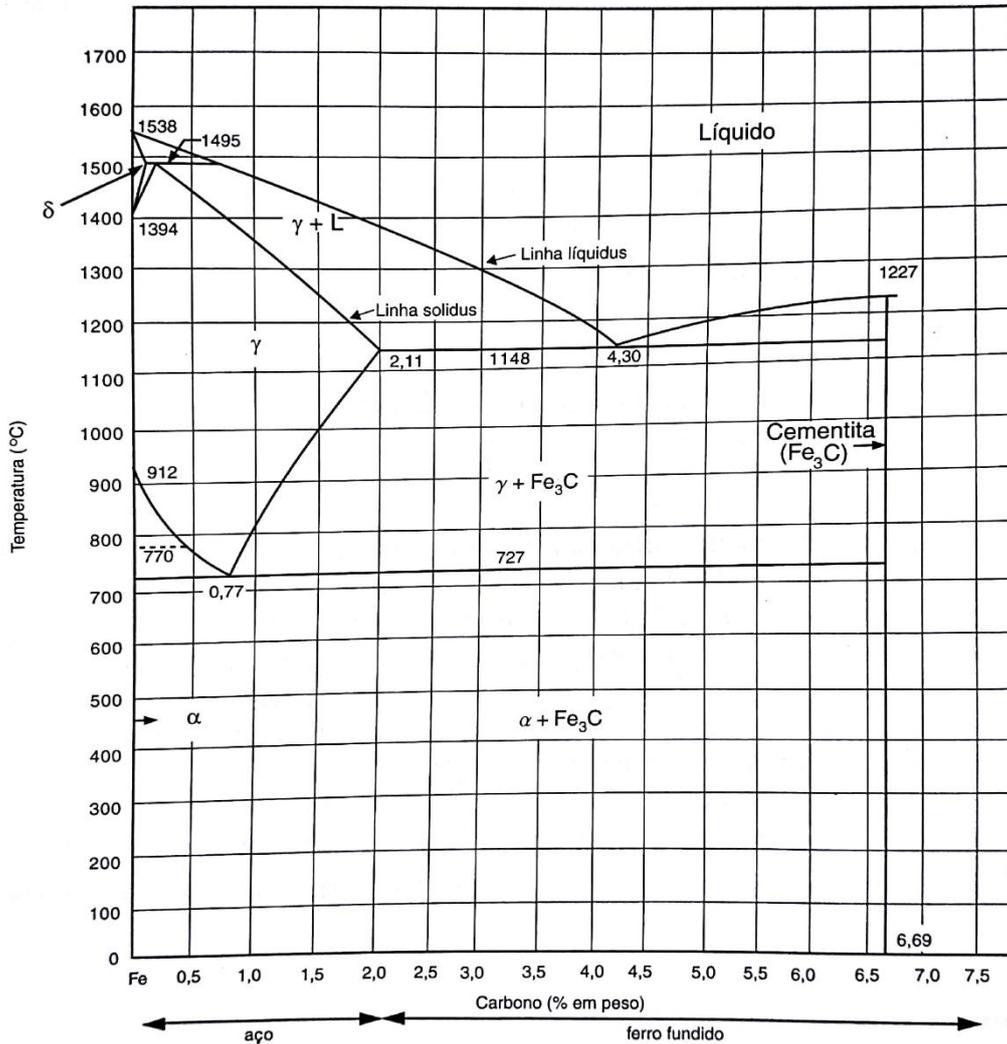


Figura 2-19: Diagrama de fases ferro-cementita (SILVA; MEI, 2010).

A qualidade superficial da chapa é prejudicada em detrimento do teor de carbono, sendo essa qualidade um fator preponderante na escolha de um material para conformação mecânica visando a utilização em superfícies expostas. Em um aço martensítico, a dureza é altamente dependente do teor de carbono presente na liga. Além disso, a formação de carbonetos e de martensita são deletérias para a soldabilidade dos aços, pois tendem a formar fissuras durante o processo de soldagem. Na Figura 2-20 é mostrado o efeito do teor de carbono nos parâmetros de rede da austenita e da martensita, demonstrando que maiores frações de carbono deformam a austenita, mas também possibilitam a formação de regiões martensíticas. A austenita pode dissolver até 1,8% de carbono. Ligas com altas quantidades de carbono são mais propensas à formação de trincas e distorções em função do processamento

termomecânico, como também podem superaquecer, uma vez que o elemento tem tendência a segregar.

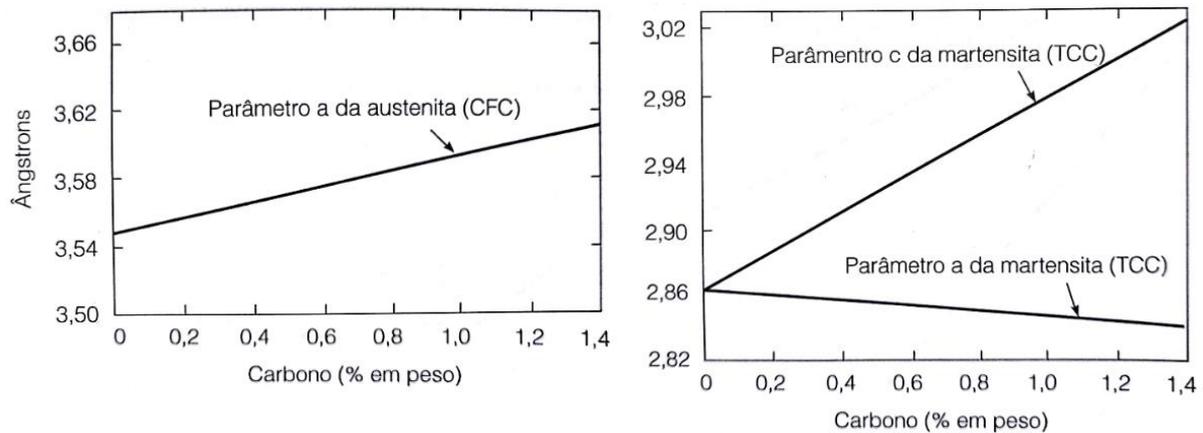


Figura 2-20: Efeito do teor de carbono nos parâmetros de rede da austenita e da martensita (SILVA; MEI, 2010).

2.2.2 ALUMÍNIO

O alumínio é acrescentado à composição do aço para promover ações como desoxidante e refinador de grão. De acordo com Lei (2007), ele reduz a taxa de precipitação da cementita, similar ao efeito do silício e do cobre, mas sem segregar para a superfície das chapas e permitindo a essas chapas serem galvanizadas. Nesse contexto, estudos que visam à substituição de silício por alumínio têm sido executados. Brandão (2007) informa que o alumínio aumenta as frações de bainita e austenita retida, reduzindo o tamanho dos grãos em aços TRIP, mas que altos teores de alumínio podem resultar em problemas durante os processos de fundição.

Segundo Yi *et al.* (2011c), o alumínio tem papel crucial em aços δ -TRIP, uma vez que favorece a obtenção de ferrita- δ em temperatura ambiente sem fragilizar o produto final. Ainda não foi determinada a composição ideal de alumínio para esses materiais, mas já foram realizados experimentos em ligas com até 5,6% do elemento. Por ter densidade 65% menor que o aço carbono comum, é esperada uma redução de 3,64% no peso final do produto pela adição de 5,6% de alumínio.

Chatterjee (2006) explica que substituir silício por alumínio pode reduzir a resistência da ferrita, já que o alumínio provoca a formação de solução sólida na ferrita, endurecendo-a. Souza (1989) relata que a adição desse elemento é capaz de aprimorar a estampabilidade das chapas de aço, pois o nitreto de alumínio é mais estável que o nitreto de ferro, que acelera o

envelhecimento do material. Entretanto, seu excesso pode resultar em trincas durante o processamento termomecânico.

O alumínio favorece a resistência à corrosão e à oxidação, como relatado por Araujo (2012). Em dissolução na austenita, o alumínio tem poder de elevar a temperabilidade do aço e ainda refinar a microestrutura devido à formação de nitretos segregados nos contornos de grão, impedindo seus crescimentos, bem como reprimir o desenvolvimento de porosidade em peças fundidas.

2.2.3 NIÓBIO

Brandão (2007) relata que o nióbio é um elemento estabilizante de ferrita- δ e conhecido por ser um potencial refinador de grãos, o que pode incrementar o desempenho do aço δ -TRIP, como proposto por Yi (2010). De acordo com Hausmann *et al.* (2013), o uso de nióbio em aços TRIP provocou aumento na cinética de transformação bainítica devido ao refinamento de grão, o que resultou em uma estrutura com bainita superior de formato circular, não alongada. Como pode ser observado na Figura 2-21, o elemento elevou a quantidade de austenita retida, em detrimento da cementita, beneficiando as propriedades mecânicas do produto final (CHATTERJEE, 2006). Em contrapartida, Lei (2007) relata que o nióbio tende a formar carbonetos e nitretos, reduzindo o teor de carbono disponível para estabilizar a austenita, como descrito acima na Figura 2-18, enquanto Souza (1989) afirma que o carbeto de nióbio se precipita esparsamente nos contornos de grão.

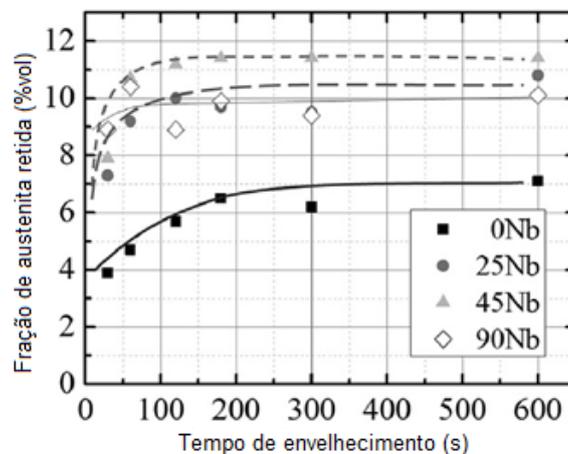


Figura 2-21: Fração de austenita retida em função do tempo de envelhecimento (400 °C) para diferentes composições de nióbio (HAUSMANN *et al.*, 2013).

De acordo com Silva e Mei (2010), apesar de ferritizante, a adição de nióbio poderia levar a um atraso no início da nucleação de ferrita. A hipótese é de que, no início do resfriamento a partir da fase austenita, ele forme carbonetos coerentes com a austenita que dificultem a nucleação da ferrita e que esse efeito seria encerrado a partir do coalescimento dessas partículas. Ainda sugere que uma possível segregação desses carbonetos para os contornos de grãos reduziria a mobilidade do carbono e, mais uma vez, prejudicaria a nucleação de ferrita. Também há a hipótese do nióbio estabilizar os núcleos de ferrita, bloqueando seu crescimento. Mei (1983) confirmou essas hipóteses e o resultado está apresentado na Figura 2-22.

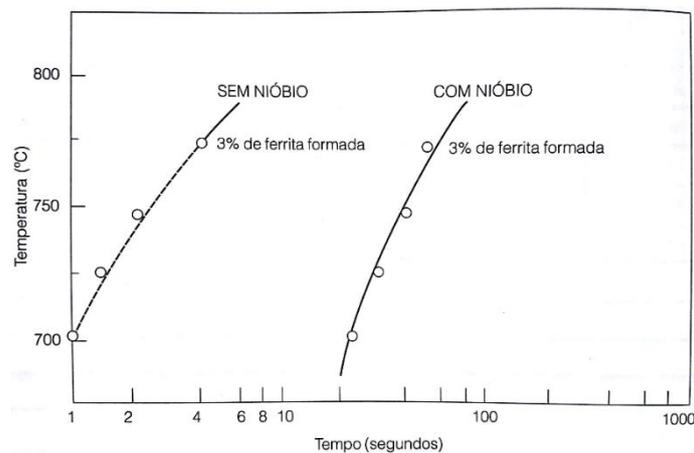


Figura 2-22: Início da formação da ferrita em aço 0,2 C – 1,0 Mn, sem e com a adição de 0,03% Nb. Amostras austenitizadas a 1200 °C por 1 hora. Tamanho do grão austenítico de 100 a 200 μm (SILVA; MEI, 2010).

Na Figura 2-23, que se trata de um diagrama Ferro-Nióbio, é possível perceber que o elemento é um potencial estabilizante da ferrita- δ , permitindo obter essa fase com mínimo de 94,8% de ferro (ao invés de 99,91% associado ao diagrama Ferro-Carbono), alargando a região no diagrama correspondente à ferrita- δ . O nióbio dificulta a transformação da austenita em ferrita, aumentando a temperabilidade da liga.

A adição de nióbio eleva a anisotropia plástica e favorece a aplicação de aços para condições de estampagem profunda. Esse efeito é mais acentuado com nióbio do que com elementos como alumínio, silício e titânio. Importante destacar que a solubilidade do nióbio na austenita varia conforme a composição de carbono no metal, sendo mais acentuada para menores quantidades de carbono, embora o refinamento dos grãos possa acontecer nos casos em que o elemento está dissolvido. Souza (1989) informa que o nióbio pode fazer a temperabilidade do aço aumentar com elevadas temperaturas de austenitização (em torno de 1000 °C), bem como reduzir a temperabilidade devido à baixa solubilização dos carbonetos na austenita quando a temperatura de austenitização é baixa. Na Figura 2-24 é mostrado como

a dissolução de nióbio na austenita é afetada em função da temperatura de austenitização e da composição de carbono para um aço com 0,03% Nb, já que quanto maior a quantidade de nióbio solubilizado na austenita, até o limite de solubilidade (LS), mais acentuada deverá ser a formação de carbeto de nióbio na ferrita durante o resfriamento.

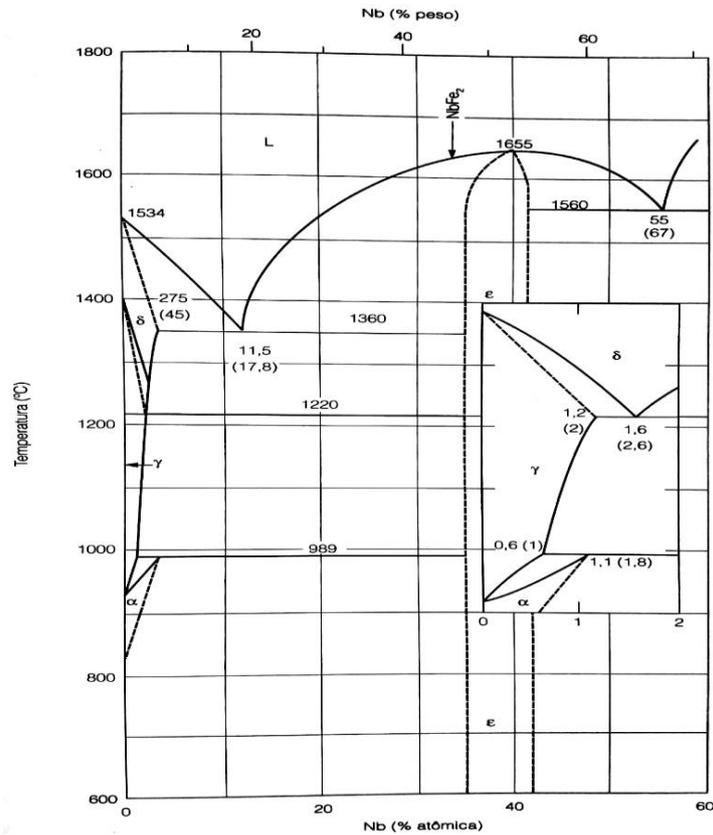


Figura 2-23: Diagrama binário Fe-Nb (SILVA; MEI, 2010).

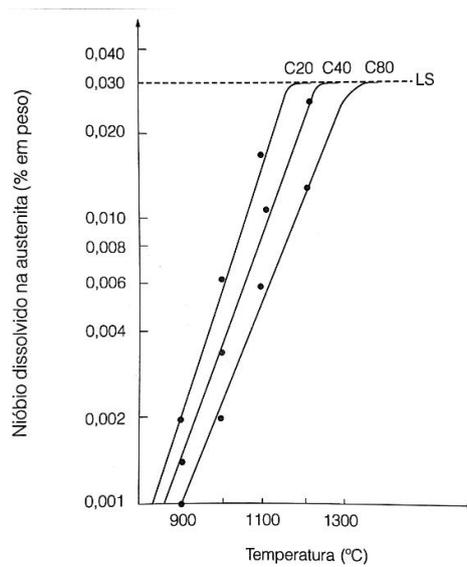


Figura 2-24: Solubilidade do nióbio na austenita em função da temperatura para aços com 0,2/0,4/0,8% C. Teor total de nióbio nos aços de 0,030% em peso. (LS) limite de solubilidade (SILVA; MEI, 2010).

2.2.4 COBRE

O cobre é um elemento estabilizante da austenita e resulta em um grande campo γ_{Fe} no diagrama de fases Fe-Cu e, dessa forma, retarda a precipitação de cementita (LEI, 2007). A presença de cobre acima de 1% em peso pode resultar na precipitação de partículas muito finas de fases ϵ -Cu nos grãos de ferrita, provocando endurecimento por precipitação (KIM *et al.*, 2003). O elemento também acentua a resistência à corrosão dos materiais, até um valor de saturação em função do teor do elemento, já que a proteção ocorre na superfície da chapa por meio de um filme de óxidos aderente (SOUZA, 1989). Para esse fim, o cobre é adicionado até 0,15% em peso. O cobre beneficia a manutenção de austenita retida em aços TRIP.

A presença de maiores teores de cobre também aumenta a fluidez de aços na condição de fundidos, além de não influir significativamente na temperabilidade desses materiais. Souza (1989) afirma que a estampabilidade do aço não sofre influência do teor de cobre, apesar de haver alteração superficial provocada por esse elemento.

A presença de cobre pode resultar no efeito de fragilização a quente, uma vez que as ligas formadas têm menor ponto de fusão que o aço. Devido ao baixo ponto de fusão do estanho, a adição de maiores teores do elemento ao cobre potencializa o efeito, podendo resultar na fratura do material quando submetido a temperaturas elevadas.

2.2.5 CROMO

A fase ferro- δ pode ser fortemente estabilizada devido à adição de cromo à liga de matriz ferrítica, como pode ser visualizado através do diagrama da Figura 2-25, em que a fase é contínua e se confunde com a ferrita- α . O cromo é comumente empregado para proporcionar maior resistência à oxidação em aços e também minimizar a tendência à formação de trincas ocasionadas durante o resfriamento de têmpera.

Kim *et al.* (2003) fizeram um estudo adicionando 0,39% em peso de cromo em ligas de Fe-C-Mn-Si, com variações de níquel. Os resultados estão demonstrados na Figura 2-26, sendo que há diferença na composição química das amostras: ECO-6 é a amostra de referência, enquanto na ECO-7 tem adição de cromo, na ECO-8 de níquel e na ECO-9 foi

adicionada uma mistura de cromo e níquel. É notável que a adição de cromo (ECO-7) aumentou a carga suportada pelo material, mas houve redução em sua deformação máxima.

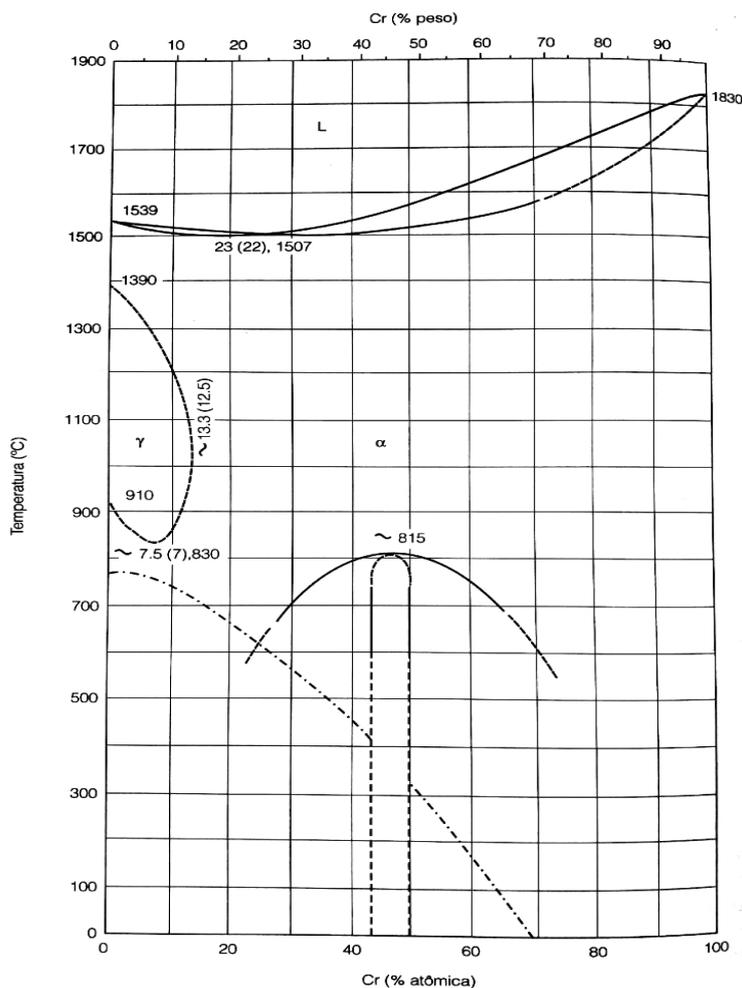


Figura 2-25: Diagrama binário Fe-Cr (SILVA; MEI, 2010).

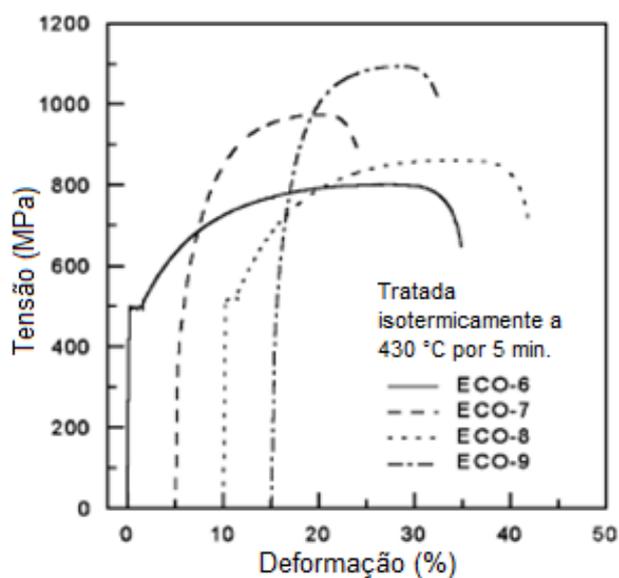


Figura 2-26: Curva tensão-deformação de amostras tratadas isotermicamente a 430 °C por 5 min (KIM *et al.*, 2003).

Coelho (2008) analisou o tempo para o tratamento intercrítico na transformação de ferrita em austenita para ligas de aço com adição de cromo através de simulações feitas através do *software* Dictra. Foi considerado um grão de austenita inicialmente com 10 μm a 767 $^{\circ}\text{C}$. Através da Figura 2-27 é facilmente perceptível que a presença de cromo elevou o tempo de transformação, ou seja, dificultou a movimentação da interface ferrita/austenita e estabilizou a ferrita. Para teores maiores de cromo, a formação de perlita pode ser inibida em detrimento da bainita, ou ainda pode ocorrer refinamento da perlita que pode conter, até, carbeto de cromo. O elemento, por si só, não tem grande influência no tamanho de grão da austenita, mas é capaz de aumentar a temperabilidade do aço (SOUZA, 1989).

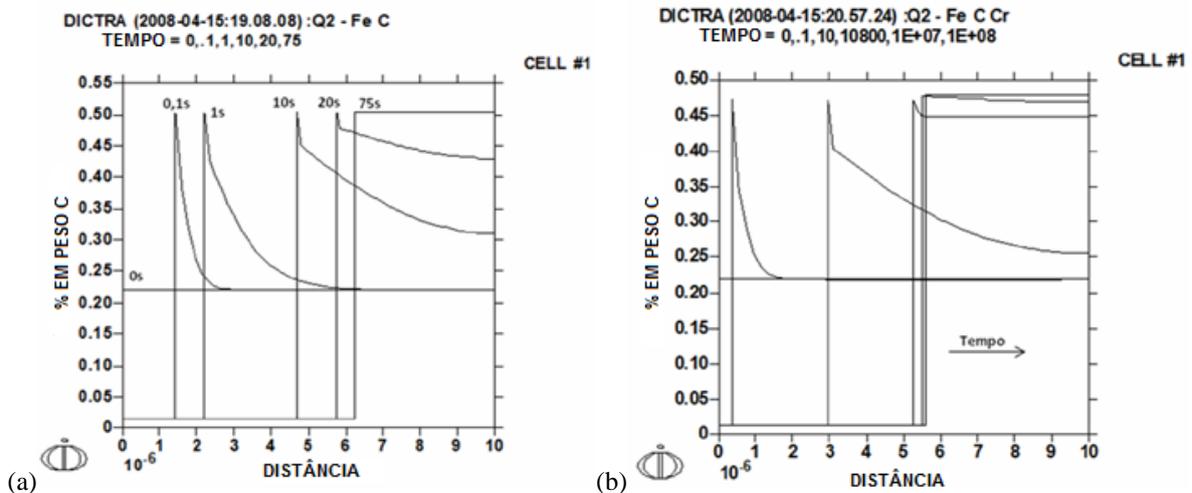


Figura 2-27: Simulação no Dictra: tempo do tratamento intercrítico para transformação ferrita/austenita (a) de aço ferro-carbono e (b) com adição de cromo (COELHO, 2008).

2.2.6 MANGANÊS

O manganês é adicionado aos aços com o objetivo de se ligar ao enxofre formando sulfeto de manganês, antes que haja formação de sulfeto de ferro, que tem a capacidade de fragilizar o aço. Acrescentar 0,5% em peso de manganês ao material já possibilita esse efeito, segundo Souza (1989). Ele é um elemento comum em toda a gama de aços por possibilitar melhor estampabilidade aos produtos.

Em aços TRIP ele é um conhecido estabilizante da austenita, como visto na Figura 2-28, reduzindo a temperatura do eutetóide (SOUZA, 1989). Lei (2007) afirma que o uso desse elemento entre 1,5 a 2,5% em peso reduz a temperatura intercrítica, ou seja, facilita a austenitização, uma vez que aumenta a solubilização do carbono na austenita. Entretanto, o

uso elevado de manganês pode provocar a precipitação de carbonetos e impossibilitar a galvanização desses aços (BRANDÃO, 2007), além de provocar o endurecimento da ferrita (SILVA; MEI, 1988), com redução da ductilidade (SOUZA, 1989).

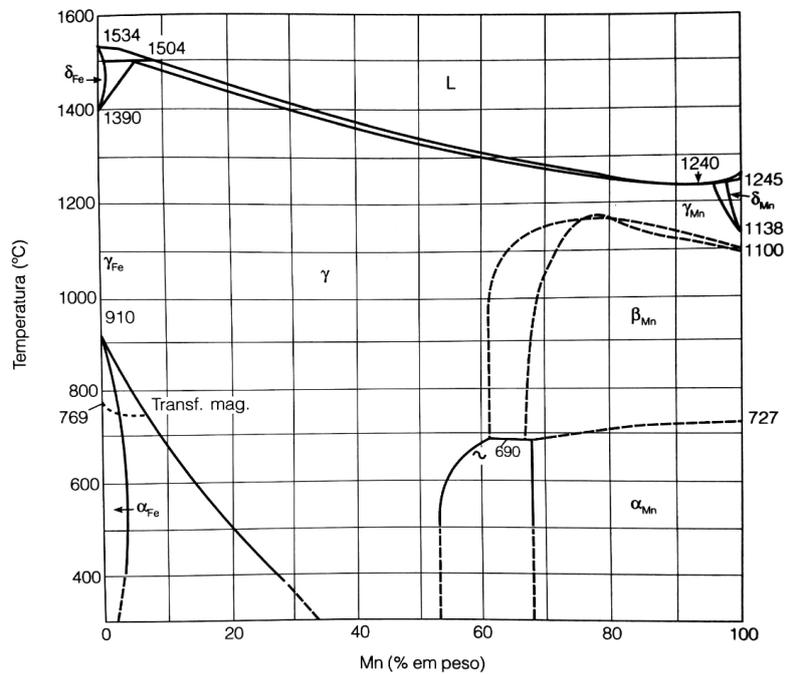


Figura 2-28: Diagrama binário Fe-Mn (SILVA; MEI, 2010).

O manganês facilita a transformação austenítica, aumentando a temperabilidade do aço e favorecendo a formação de perlita fina e, assim, boa resistência mecânica. Essa aptidão do manganês permite que seja necessária menor quantidade de carbono no material para se atingir determinada resistência mecânica, o que favorece a ductilidade. O efeito provocado na temperabilidade tem como consequência uma redução na taxa de resfriamento para início da austêmpera, favorecendo também a produção de bainita. O elemento não tem influência significativa no refino de grãos austeníticos.

2.2.7 SILÍCIO

Souza (1989) indica que o silício impulsiona a decomposição da cementita em ferrita e carbono livre, sendo classificado como grafitizante, uma vez que faz reduzir a solubilidade do carbono no ferro. Como a formação de grafita é indesejável para a aplicação desses aços, não são desejáveis produtos com altas quantidades de silício e carbono. Zhao *et al.* (2014) relatam que o silício é o elemento mais adequado a impedir a formação de cementita durante o

resfriamento e na temperatura de austenitização. Brandão (2007) complementa informando que esse elemento é normalmente adicionado acima de 1% em peso em aços TRIP.

Santos (2009) lembra que o silício inibe a formação de carbonetos durante a transformação isotérmica de austêmpera, possibilitando que a austenita seja enriquecida e estabilizada por carbono e, assim, podendo ser encontrada em temperatura ambiente. Essa austenita é chamada austenita retida e pode ser transformada em martensita devido ao efeito de choques mecânicos, caracterizando o efeito TRIP. Yi *et al.* (2011c) descrevem o silício como estabilizante da ferrita- δ , de forma similar ao alumínio. Lei (2007) indica que o silício é comumente utilizado com adições entre 1,5 e 2,5% em peso.

Foi proposta uma substituição de silício por outro elemento de liga, uma vez que altas frações de silício causam fragilização no aço (SILVA; MEI, 1988). Propondo essa substituição que Chatterjee (2006) simulou ligas com altos teores de alumínio, percebendo a formação de aços δ -TRIP, ou seja, aços TRIP com fase δ em temperatura ambiente.

Souza (1989) relata que adições de silício contribuem para aumentar a fluidez dos aços durante a fundição e atua contra a fragilização por hidrogênio, mas diminui a usinabilidade dessas peças. Nos revenimentos com taxa de resfriamento lenta, a combinação de silício com manganês pode ocasionar em fragilização em aços com cerca de 0,5% de carbono em peso, embora a adição de 2% de silício seja suficiente para elevar a temperatura de início de formação de carbonetos e, assim, permite reduzir a temperatura de revenimento sem que o aço seja fragilizado. Por ser estabilizador da ferrita, a adição de silício notadamente provoca a formação da fase no aço revenido.

2.3 MICROESTRUTURA DE AÇOS TRIP

As micrografias de aço TRIP podem ser bem visualizadas através de microscopia ótica, possibilitando até quantificação de fases. Porém, como os aços TRIP são multifásicos é difícil identificar separadamente as fases presentes através dos ataques químicos convencionais, que têm por objetivo ou revelar contornos de grãos ou destacar determinada fase, como ferrita, austenita ou martensita.

Alguns ataques químicos vêm sendo aplicados à essa classe de materiais, com destaque aos ataques em que cada fase é apresentada com uma coloração diferente, facilitando muito o

processo de indexação da microestrutura. Timokhina, Hodgson e Pereloma (2004) relatam que a austenita retida aparece com coloração roxa, a martensita com cor azul escura e a ferrita e a bainita com tom bege quando vistas sob o microscópio óptico (Figura 2-29). Brandão relata que a quantificação das fases pode ser realizada através do *plug-in Threshold Colour* no ImageJ (Fiji), um *software* de fonte aberta, gratuito e de constante atualização.

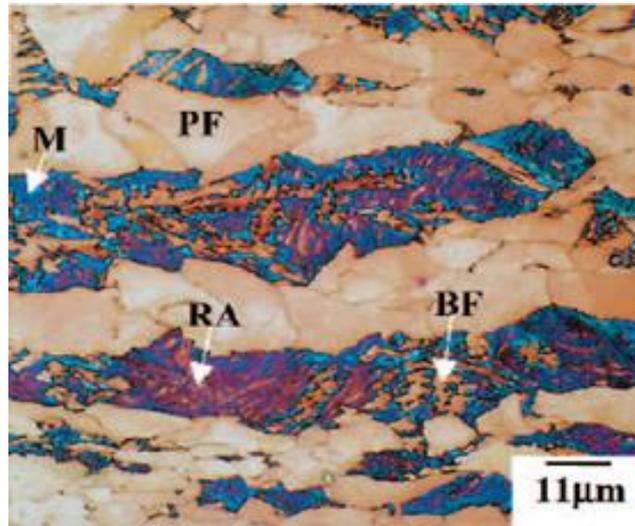


Figura 2-29: Aço com nióbio antes do ensaio mecânico, sendo PF ferrita poligonal, RA austenita retida, M martensita e BF bainita ferrítica (TIMOKHINA; HODGSON; PERELOMA, 2004). Adaptada.

Esses ataques recebem o nome de *Color-etching*. Para aços TRIP há um apelo justificável para o uso do ataque químico chamado LePera (DE; SPEER; MATLOCK, 2003), que tem o poder de colorir a ferrita ou de amarelo ou de azul e a bainita de marrom, a austenita retida de branco e a martensita de palha. Esse ataque é constituído de duas soluções (solução aquosa de sódio metabissulfito 1% e picral 4%) que podem ser aplicadas ou em etapas separadas ou em uma única solução 50/50% (HAIRER *et al.*, 2008). Picral é obtido através da dissolução de ácido pícrico em álcool etílico. Seguindo De, Speer e Matlock (2003), a adição de 1 mL de ácido clorídrico (HCl) para cada 100 mL de solução de picral auxilia o ataque nos contornos de grão e torna a aparência dos carbeto de ferro mais acicular.

A micrografia de aços TRIP contém, então, fases ferrita, austenita retida, martensita e/ou bainita/perlita, obtidas em decorrência da composição química das ligas e do processamento aplicado, como exposto através da Figura 2-30, na qual a fase bainita é marcada com (B), a ferrita com (F) e a austenita retida com (A), sendo ainda possível notar o crescimento de fase bainítica em detrimento de grão austenítico.

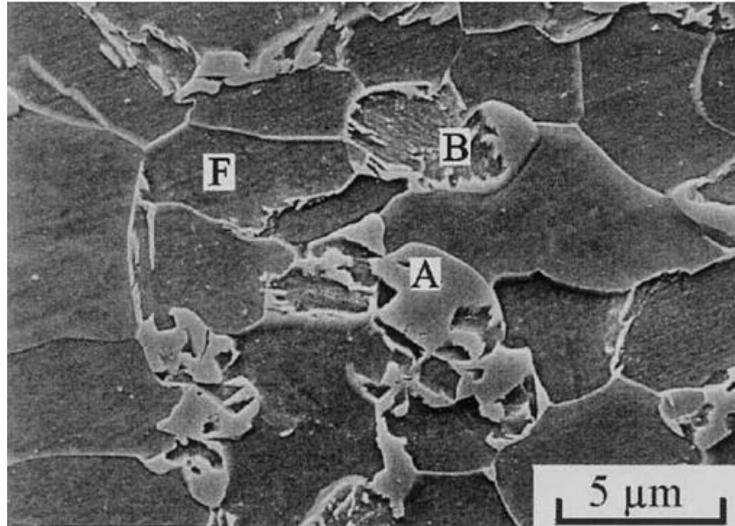


Figura 2-30: Microestrutura multifásica típica dos aços TRIP modernos, com ferrita alotriomorfa (F), bainita livre de carbetos (B) e austenita retida (A) (CHATTERJEE, 2006).

Para as ligas de aço δ -TRIP abordadas neste trabalho podem ocorrer a presença simultânea de ferrita- α e ferrita- δ , como ilustra a Figura 2-31. Isso ocorre uma vez que a composição química é capaz de estabilizar a ferrita- δ até a temperatura ambiente e, assim, possibilitar ao material maior ductilidade que em aços em que a fase ferrítica é totalmente composta por ferrita- α . Uma vez que a ferrita- δ se apresenta mais estável é inviável imaginar que ela poderia ainda sofrer transformações de fase, diferente da ferrita- α que pode até resultar em martensita caso processos de aquecimento e resfriamento acelerados sejam executados. A ferrita- δ se apresenta em grãos grandes e em largas regiões ao longo da microestrutura, enquanto a ferrita- α está rodeada de grãos de austenita, devido aos processos de nucleação dessa fase ao longo do resfriamento.

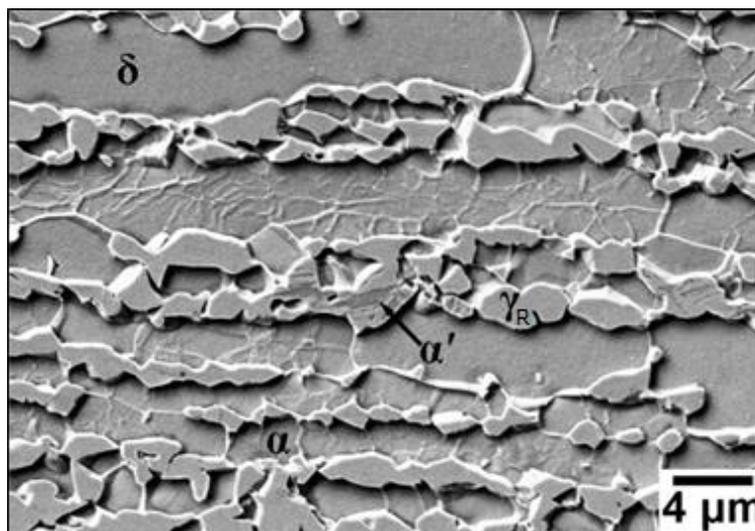


Figura 2-31: Microestrutura do aço δ -TRIP. δ = ferrita- δ ; α = ferrita- α ; α' =martensita; γ_R = austenita retida (XIONG *et al.*, 2016).

2.3.1 FERRITA

A estrutura da matriz de ferro dos aços pode ser alterada em função da temperatura, devido ao fenômeno conhecido como alotropia. Quando essa região apresenta estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) ela é denominada ferrita, que, ainda, pode ser subdividida em duas fases denominadas α e δ , que apresentam diferentes solubilidades máximas de elementos intersticiais como o carbono. Uma vez que essas fases não possuem grande capacidade de dissolver carbono, elas são as mais próximas do ferro puro. A taxa de resfriamento pode provocar notáveis diferenças entre os formatos dos grãos de ferrita, de equiaxiais a aciculares, como ilustrado na Figura 2-32. Entre as ferritas α e δ o parâmetro de rede diverge 2,27%, sendo eles, respectivamente, 2,8665 e 2,9315 Å.

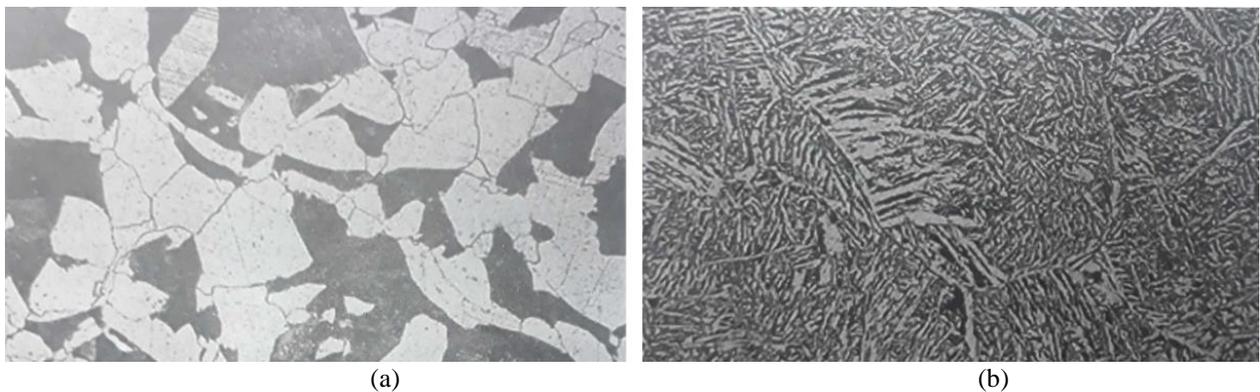


Figura 2-32: Aço 0,25C-1,15Mn-0,04Nb austenitizado a 1300 °C e resfriado a (a) 12 °C/min exibindo ferrita equiaxial e (b) a 200 °C/min mostrando ferrita acicular (SILVA; MEI, 2010).

Em um diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C (Figura 2-19) pode ser determinado que a fase ferrita- α existe até 912 °C e a ferrita- δ pode ser formada entre 1394 e 1538 °C, e que a solubilidade máxima de carbono nessas fases ocorre, respectivamente, nas temperaturas de 727 e 1495 °C (SILVA; MEI, 2010). Essas fases também podem ser chamadas simplesmente de α e δ , sem o prenome ferrita.

Silva e Mei (2010) relatam que os grãos de ferrita- α com morfologia equiaxial são formados durante resfriamentos lentos e se nucleiam preferencialmente nos contornos de grãos austeníticos, enquanto o aumento da taxa de resfriamento pode produzir ferrita em forma ou de ripa ou de placa alongada que, nucleada no contorno e no interior de grãos austeníticos, é chamada de ferrita de Widmanstätten (Figura 2-33). Além disso, se há nucleação de ferrita a partir de inclusões não metálicas, ela se forma em formato de agulhas e é chamada ferrita acicular, como representado na Figura 2-34 para um aço baixo carbono.



Figura 2-33: Ferrita de Widmanstätten nucleada no contorno e no interior do grão austenítico, resfriamento a 100 °C/min, aumento de 1000X (SILVA; MEI, 2010).

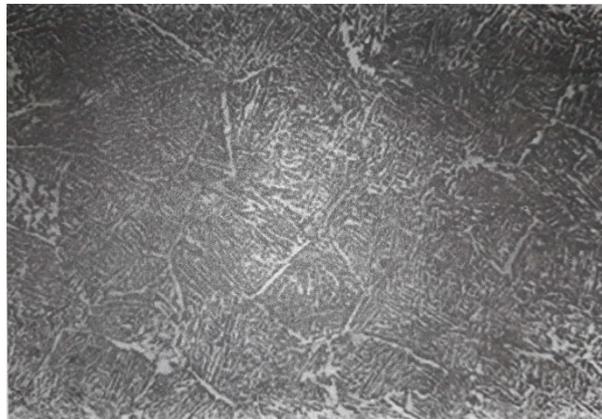


Figura 2-34: Ferrita acicular em aço 0,18 C – 1,0 Mn – 0,03 Nb resfriado rapidamente, aumento de 80X (SILVA; MEI, 2010).

As diferentes morfologias da ferrita foram classificadas por Dubé, representadas por Silva e Mei (2010) e expostas na Figura 2-35. Essa representação também pode ser aplicada à cementita, pois ela segue os mesmos padrões de morfologia que a ferrita. Como já dito, a ferrita pode ser nucleada ou nos contornos ou no interior dos grãos, de forma equiaxial ou acicular. A ferrita alotriomorfa é formada na fase intercrítica e nucleia com resfriamento lento, em morfologia preferencialmente equiaxial. Importante destacar que a nucleação da ferrita ocorre em decorrência de processos difusionais dos elementos de liga, principalmente de carbono.

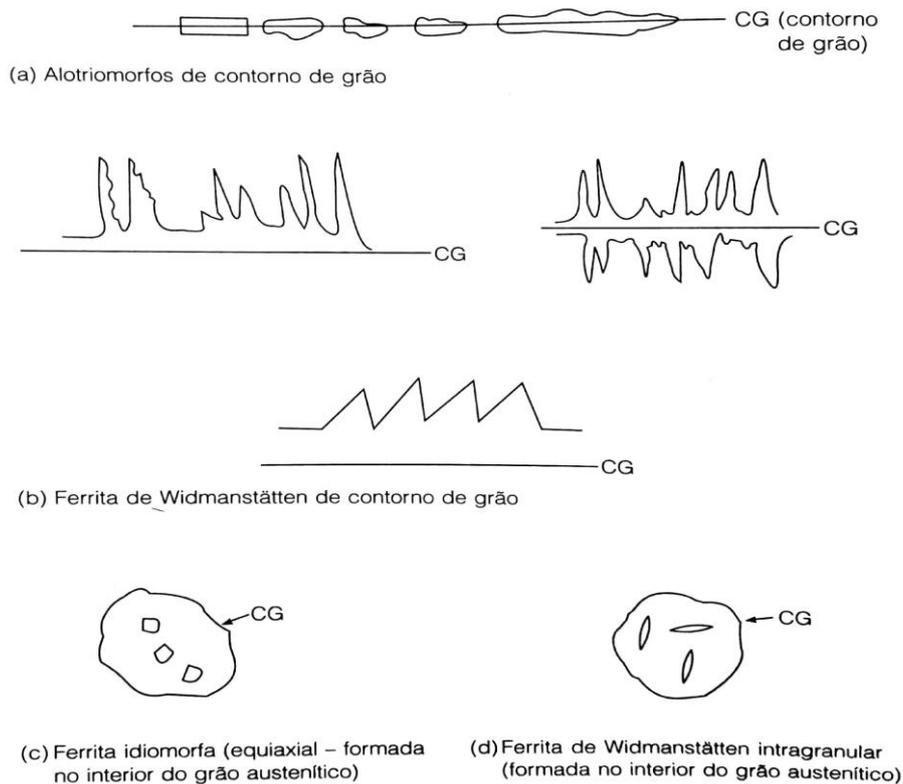


Figura 2-35: Diferentes morfologias da ferrita (SILVA; MEI, 2010).

2.3.2 AUSTENITA

O fenômeno da alotropia também é responsável pela formação de austenita, também conhecida como ferro- γ (ou simplesmente fase γ), que tem estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Devido ao maior fator de empacotamento dessa estrutura (cerca de 74%), quando comparada a CCC (em torno de 68%), ela possibilita maior dissolução de carbono, o que, por sua vez, o torna um elemento estabilizador de austenita, ou austenitizante, como descrito no tópico 2.2.1. Na Figura 2-36 está exposta uma liga de aço no estado austenítico, após processamento de laminação e têmpera parcial, sendo possível observar as fases ferrita nos contornos e austenita e martensita em cores claras.

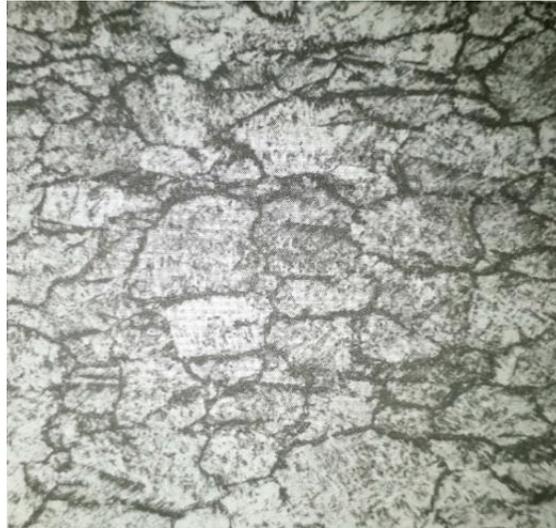
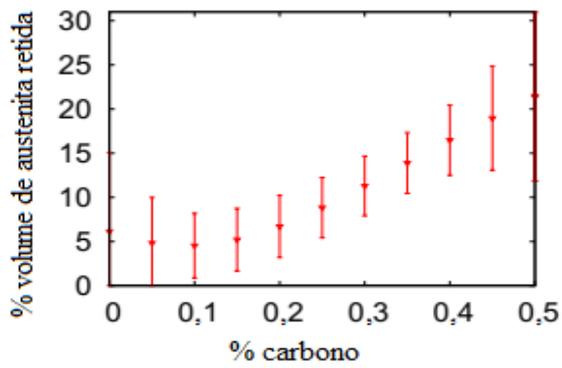


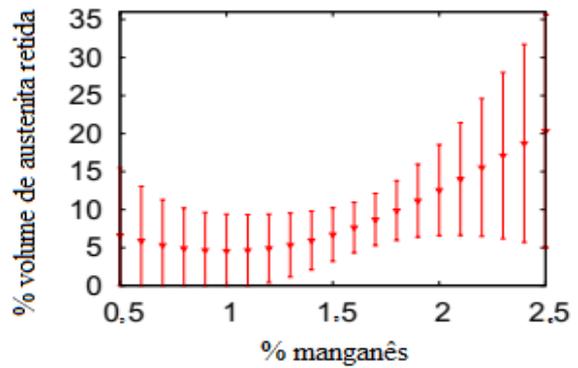
Figura 2-36: Aço 0,2 C – 1 Mn – 0,03 Nb, laminado com passes a 1250 a 900 °C seguido de têmpera parcial, aumento de 1000X (SILVA; MEI, 2010).

As temperaturas de equilíbrio da austenita, determinadas em um diagrama Fe-Fe₃C (Figura 2-19) em condições de equilíbrio, são da temperatura do eutetóide (727 °C) até a temperatura do peritético (1495 °C). A 1148 °C a austenita apresenta a maior solubilidade de carbono (SILVA; MEI, 2010).

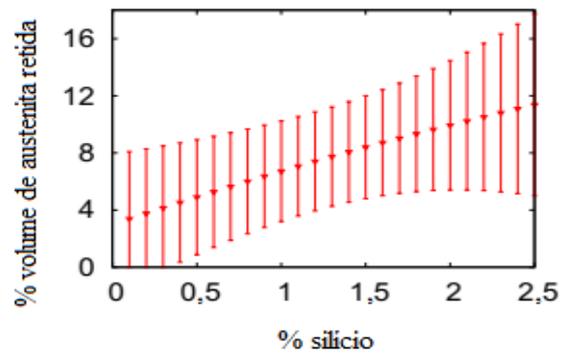
Dependendo da composição química do aço, a fase austenítica é formada a partir do resfriamento ou da ferrita- δ ou da fase líquida. A austenita também pode ser mantida metaestável em temperaturas abaixo de A₁, temperatura do eutetóide no diagrama Fe-Fe₃C, sendo essa condição chamada de austenita retida (γ_r) e cuja presença é intensificada com maiores frações de elementos de liga (Figura 2-37), tempo e temperatura de recozimento intercrítico (Figura 2-38), devido à formação de grãos grandes de austenita (SOUZA, 1989). Chatterjee (2006) analisou uma liga com composição química 0,2 C – 1,5 Mn – 1,0 Si – 0,5 Al para elaborar a Figura 2-37 e a Figura 2-38. A austenita retida é primordial para o efeito TRIP, uma vez que a transformação martensítica decorrente da deformação mecânica ocorre justamente em detrimento de γ_r . A transformação da austenita retida em martensita aumenta em 4,3% o volume em um aço contendo 1% C.



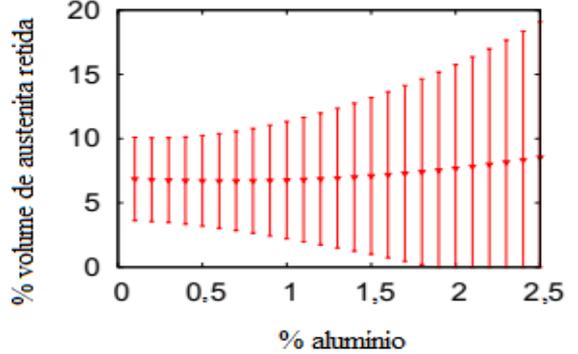
(a)



(b)

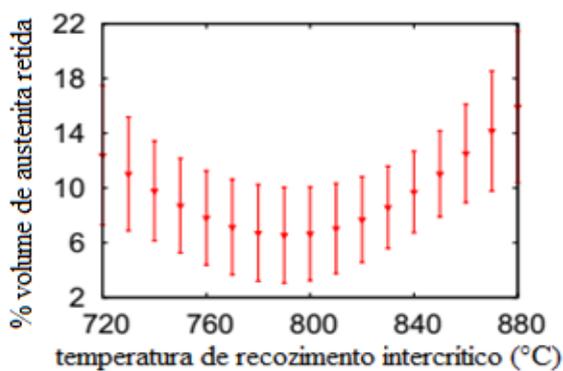


(c)

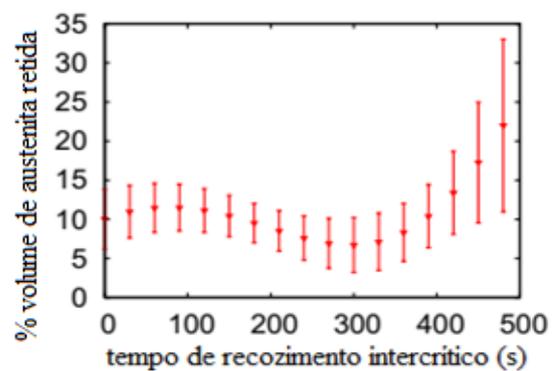


(d)

Figura 2-37: Efeito dos elementos de liga na fração de austenita retida: (a) carbono, (b) manganês, (c) silício e (d) alumínio. (CHATTERJEE, 2006).



(a)



(b)

Figura 2-38: Efeito dos parâmetros de tratamento térmico na fração de austenita retida: (a) temperatura e (b) tempo de recozimento intercrítico. (CHATTERJEE, 2006).

2.3.3 CEMENTITA

O composto denominado cementita é formado quando as fases de ferro α e γ estão saturadas de carbono. Como dito acima, a ferrita- α possui baixa capacidade de dissolução do

intersticial devido à sua estrutura CCC, enquanto a austenita tem maior facilidade de acomodar esse elemento. Entretanto, frações de carbono respectivamente acima de 0,02 e 2,1% para essas fases não podem ser acomodadas e há segregação do elemento para os contornos de grão, ocorrendo, então, formação de cementita (SOUZA, 1989). Elementos formadores de carbonetos são deletérios para a formação de cementita.

Na fase cementita há um reticulado cristalino composto por átomos de ferro (Fe) e de carbono (C) numa proporção de Fe:C de 3:1, na forma de uma célula unitária ortorrômbica com 12 átomos de ferro e 4 átomos de carbono, sendo representada então como Fe₃C. Esse composto é frágil, resistente ao cisalhamento e apresenta dureza acima de 840 Vickers. Um tratamento térmico em alta temperatura por um longo tempo é capaz de decompor a cementita em ferro e grafita (carbono). Silva e Mei (2010) afirmam que as diferentes morfologias da cementita são similares às da ferrita, descritas na Figura 2-35 (página 61).

2.3.4 PERLITA

O resfriamento da fase austenítica abaixo da temperatura do eutetóide (em torno de 727 °C) gera ferrita- α que, com estrutura cúbica de corpo centrado, tem interstícios menores para dissolver carbono e assim provoca migração de carbono para os contornos de grão com conseqüente formação de cementita. Outro mecanismo de crescimento da perlita foi proposto por Mehl (1941 *apud* SILVA; MEI, 2010), no qual a cementita é nucleada a partir do contorno de grão da austenita, fazendo reduzir a disponibilidade de carbono na vizinhança até impulsionar a formação de ferrita, como representado esquematicamente na Figura 2-39. Dessa forma, há crescimento para frente e para as laterais das regiões de perlita, também ocorrendo a formação de novos núcleos de cementita em novas direções, com posterior desenvolvimento de perlita.

Para condições de equilíbrio, a microestrutura perlítica é formada nessa faixa de temperaturas por lamelas de fases ferrita e cementita, sendo as lâminas de ferrita mais espessas que as de cementita, que podem formar relevo como conseqüência de um ataque químico, comumente realizado com ácido nítrico. Em outras palavras, a perlita não é uma fase, mas uma mistura de fases. Na Figura 2-40 é mostrada uma região perlítica, sendo as

lamelas mais claras de ferrita e as mais escuras de cementita. A perlita também pode se apresentar em estruturas globular e reticular.

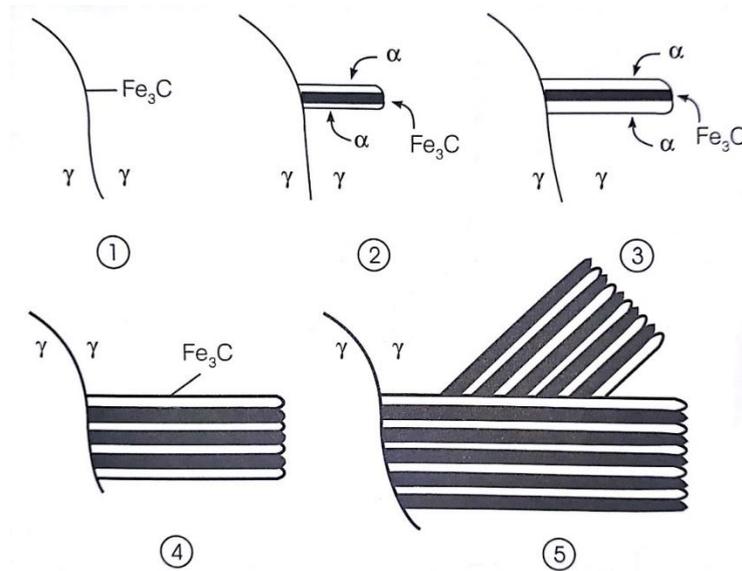


Figura 2-39: Nucleação e crescimento da perlita: 1) núcleo inicial de cementita, 2) nucleação de lamelas de ferrita ao lado da cementita, 3) crescimento lateral e para frente da colônia, 4) novo núcleo de cementita formado com orientação diferente dos anteriores, 5) crescimento da nova colônia (MEHL, 1941 *apud* SILVA; MEI, 2010).

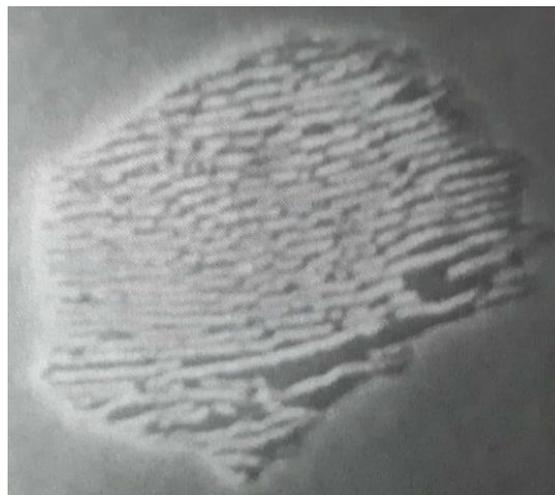


Figura 2-40: Núcleo de perlita obtida pela transformação do aço perlítico 0,8C-1Mn-0,03Nb a 650 °C (SILVA; MEI, 2010).

Segundo Souza (1989), a ação dos elementos de liga influi fortemente na transformação perlítica e na estrutura final do aço. Os elementos austenitizantes diminuem a temperatura do eutetóide, retardando o início de formação da perlita, enquanto os ferritizantes dificultam a formação das lamelas de perlita em baixas temperaturas. A transformação perlítica é regida pela velocidade de difusão do carbono.

2.3.5 BAINITA

A bainita é formada por meio do tratamento térmico de austêmpera, realizado isotermicamente acima da temperatura de início da martensita M_i , seguido de resfriamento lento. Ela pode ser formada por meio de um banho em sais de 250 a 600 °C, o que diferencia a bainita superior, de microestrutura mais grosseira, da bainita inferior, com grãos menores. Para um aço comum, a bainita inferior é formada entre 250 e 500 °C e a superior em temperaturas entre 500 a 600 °C, em função da energia para difusão do carbono. O nome desta fase é em homenagem a Edgar Bain, que a descreveu primeiramente.

O processo de formação da bainita envolve processos difusionais e adifusionais, ilustrados na Figura 2-41. A formação da bainita superior se inicia pela transformação da austenita em ferrita, que expulsa carbono devido à sua estrutura cúbica de corpo centrado e patrocina a precipitação de cementita entre as agulhas de ferrita. O crescimento dessas agulhas acontece por cisalhamento, de forma semelhante à transformação martensítica, provocando acúmulo de discordâncias na austenita da vizinhança até interromper o crescimento da lamela. Silva e Mei (2010) descrevem que a ferrita cresce em formato acicular para minimizar a energia necessária para a transformação. Por outro lado, em temperaturas menores o carbono não consegue segregar totalmente para fora da ferrita, ocorrendo precipitação de cementita dentro das lamelas de ferrita, formando a estrutura denominada bainita inferior. Outros carbonetos também podem ser precipitados nas lamelas de ferrita em função da composição química do aço. Em função da baixa temperatura, as regiões de carbonetos são mais refinadas na bainita inferior que na superior e, como partículas menores são menos suscetíveis a trincas, a primeira é mais tenaz que a segunda.

Na Figura 2-42 estão apresentadas micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura de regiões bainíticas, uma com aumento de 2000X e outra com a escala descrita. Vale destacar que apenas por microscopia eletrônica de transmissão é possível visualizar claramente os carbonetos precipitados na ferrita bainítica.

Os mecanismos de formação da ferrita acicular e da bainita são similares, mas, como descrito por Silva e Mei (2010), enquanto a primeira cresce em formato de agulhas e nucleia em inclusões não metálicas, a segunda forma um feixe de agulhas paralelas e nucleia em contornos de grãos austeníticos, como já descrito. As microestruturas estão demonstradas esquematicamente na Figura 2-43.

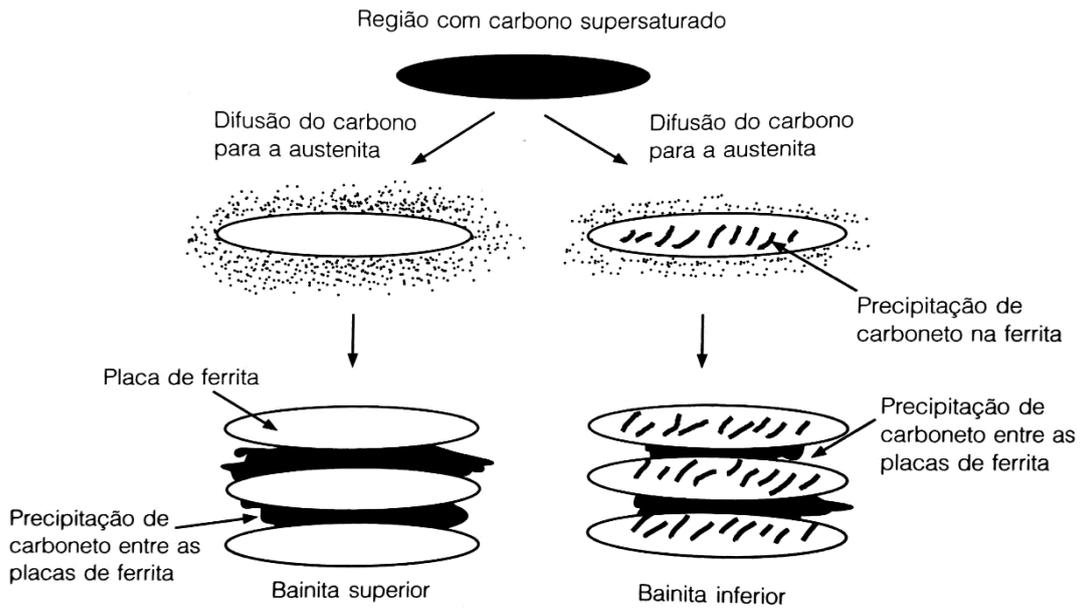


Figura 2-41: Representação esquemática da formação da bainita superior e inferior (SILVA; MEI, 2010).

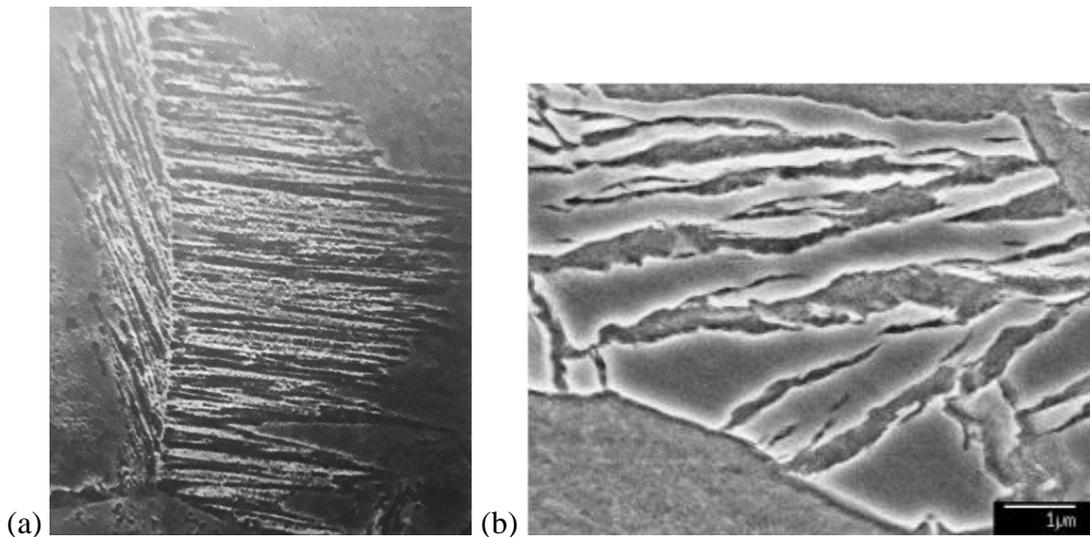


Figura 2-42: (a) Bainita nucleada no contorno do antigo grão austenítico de aço 0,80C-1,0Mn-0,03Nb transformado isotermicamente a 500 °C, imagem de MEV atacada por Nital (SILVA; MEI, 2010); (b) Imagem de MEV de uma amostra tratada termicamente contendo bainita (CHATTERJEE, 2006).

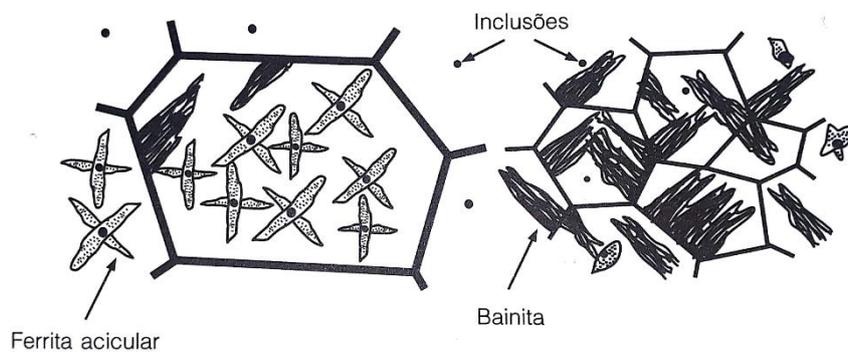


Figura 2-43: Ilustração esquemática da bainita e da ferrita acicular (SILVA; MEI, 2010).

2.3.6 MARTENSITA

A martensita é uma fase tetragonal/hexagonal formada em decorrência do resfriamento rápido da austenita, se tratando de um processo adifusional. Silva e Mei (2010) afirmam que “o nome ‘transformação martensítica’ é aplicado às reações no estado sólido que ocorrem por cisalhamento sem mudança na composição química (difusão)”. A fase formada apresenta alta concentração de carbono herdada da austenita e, portanto, alta dureza e resistência mecânica. Souza (1989) menciona que a formação da martensita pode provocar fissura na superfície do material por gerar tensões internas, uma vez que a transformação ocorre em velocidade extremamente elevada mesmo em temperaturas reduzidas. O desenvolvimento dos núcleos de martensita é encerrado quando as placas encontram ou um contorno de grão da austenita ou outra plaqueta de martensita, ou ainda alguma outra barreira. Entretanto, um tratamento de revenimento pode ser realizado para precipitar o carbono disperso na martensita na forma de carbonetos, aquecendo e mantendo a chapa por um certo tempo em uma temperatura abaixo de A_1 , resultando em martensita revenida com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado. A martensita se apresenta na forma de agulhas alongadas (acicular) com estrutura distorcida devido à presença de carbono saturado, dentre outros elementos, em cristais tetragonais, o que provoca aumento na dureza da liga (Figura 2-44).

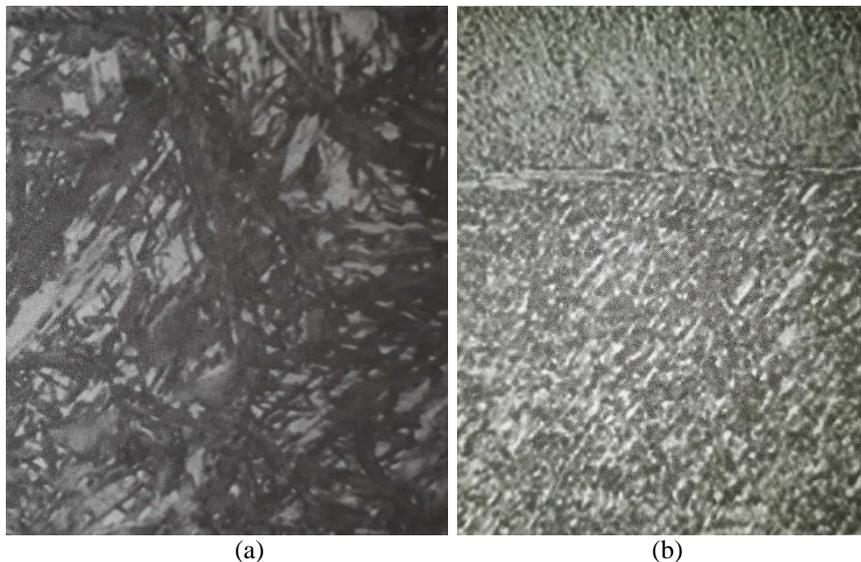


Figura 2-44: (a) Aço 1095 temperado em água, agulhas de martensita em matriz de austenita retida, aumento de 1000X; (b) Aço 0,2 C – 1 Mn – 0,03 Nb temperado em água, ripas de martensita, aumento 250X (SILVA; MEI, 2010).

O teor de carbono influencia diretamente na formação de martensita. Maiores frações de carbono reduzem as temperaturas de início (M_i) e fim (M_f) da transformação martensítica, favorecendo a permanência de austenita retida em temperatura ambiente. Em aços com altas quantidades de carbono, podem ser necessários tratamentos térmicos em temperaturas sub-zero para transformação de maiores quantidades de martensita, através de substâncias como o nitrogênio líquido. As variações das temperaturas de transformação martensítica em função do teor de carbono estão ilustradas na Figura 2-45. Silva e Mei (2010) relatam que menores quantidades de carbono produzem martensita em forma de ripas, enquanto maiores frações do elemento geram martensita em formato de agulhas (Figura 2-46).

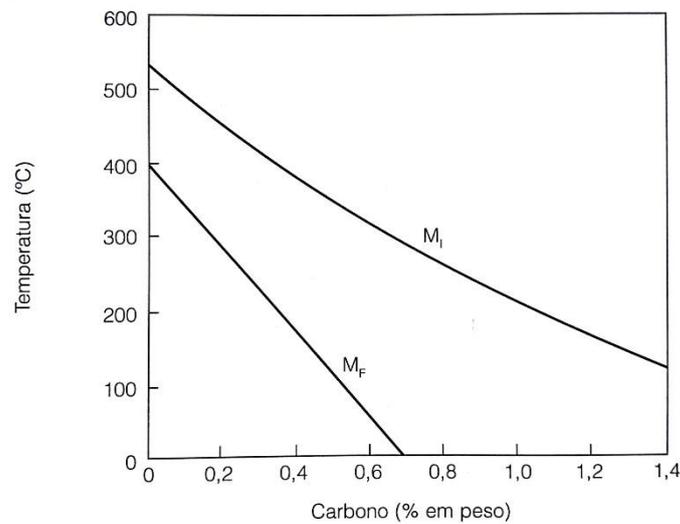


Figura 2-45: Efeito do teor de carbono nas temperaturas de início (M_i) e fim (M_f) da transformação da austenita em martensita (SILVA; MEI, 2010).

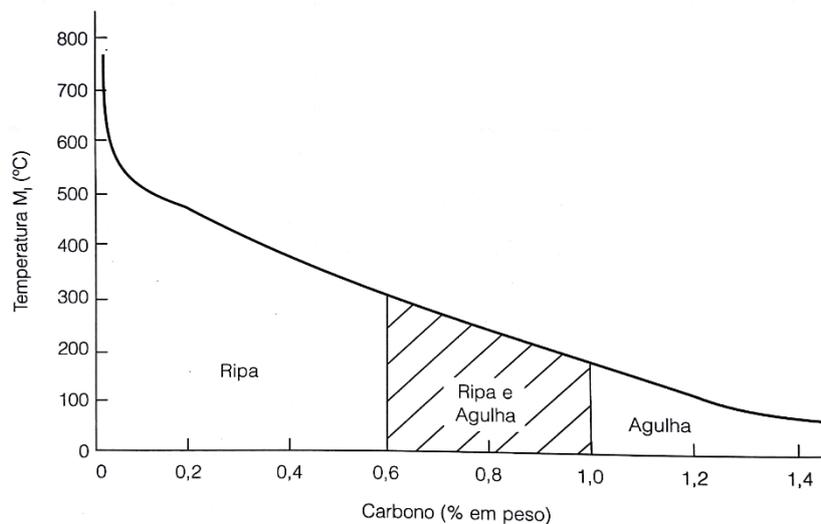


Figura 2-46: Temperatura de início de formação da martensita e morfologia da mesma em função do teor de carbono (SILVA; MEI, 2010).

Como o meio de resfriamento normalmente utilizado para temperar o aço é a água, a martensita é primeiramente formada na superfície das chapas e, dependendo da composição química e da espessura do produto, é possível que a austenita presente no interior possa não ser transformada e permaneça retida pós-processamento. Para minimizar as diferenças entre as temperaturas dessas regiões, pode ser realizado o tratamento de martêmpera, que consiste em se resfriar rapidamente a chapa da temperatura do campo austenítico até uma temperatura pouco acima de M_i e manter nessa temperatura até que haja uniformidade térmica no produto, e assim dar sequência ao processo de têmpera.

2.4 FORNO DE REFUSÃO A ARCO SOB VÁCUO (VAR)

O processo de refusão tem como objetivo possibilitar controle sobre a solidificação do lingote e eliminar assim heterogeneidades estruturais provocadas nos produtos fundidos, como segregações e concentração de inclusões. Em outras palavras, a função da refusão é garantir uma estrutura mais refinada às peças com maior homogeneidade química e baixa porosidade, como ilustrada na Figura 2-47, onde são apresentadas as diferenças entre a solidificação da fusão (esquerda) e da refusão (direita). As contrações ocorridas durante o resfriamento da peça fundida ocorrem nas etapas de redução da temperatura da fase líquida até o início da solidificação, por causa da variação de volume em decorrência da formação da fase sólida e de diferentes temperaturas na peça sólida durante o resfriamento até a temperatura ambiente, como descrito por Chiaverini (1977), produzindo vazios no interior desses produtos que podem formar trincas.

No processo de refusão a arco sob vácuo (VAR) o material metálico é inserido na câmara do forno na forma de eletrodo com o objetivo de ser transformado em um lingote homogêneo, com estrutura direcional e sem segregações. O processo de fusão é realizado sob vácuo, permitindo a formação de um arco elétrico inicial entre o eletrodo e a base do cadinho e, conforme o processo de fusão tem sequência, o arco é mantido entre o eletrodo e o lingote refundido. A Figura 2-48 mostra esquematicamente um forno VAR e é possível notar como o arco elétrico de corrente contínua é formado. Silva e Mei (2010) sublinham que o processo sob vácuo viabiliza a remoção de impurezas voláteis, favorece a desoxidação pelo carbono e preserva os elementos de liga suscetíveis à oxidação. Araujo (2012) informa que o processo

de refusão ocorre em pressões entre 10^{-2} e 10^{-4} mbar. O eletrodo pode ser deslocado verticalmente na câmara e o lingote é solidificado no sentido para o interior do lingote a partir do fundo do cadinho, que por sua vez é resfriado externamente por água. Como o molde é construído com material com alta condutividade térmica, como o cobre, o resfriamento por água causa contração nas paredes do lingote refundido em contradição à temperatura do cadinho e essa diferença térmica possibilita o desmolde da peça pós-refusão sem grandes dificuldades. Chiaverini (1977) reforça afirmando que como a solidificação é induzida da parede do molde no sentido para o centro da peça, os cristais nucleados e em crescimento tendem a crescer mais rapidamente em direção perpendicular à parede do molde, ocasionando em uma estrutura colunar.

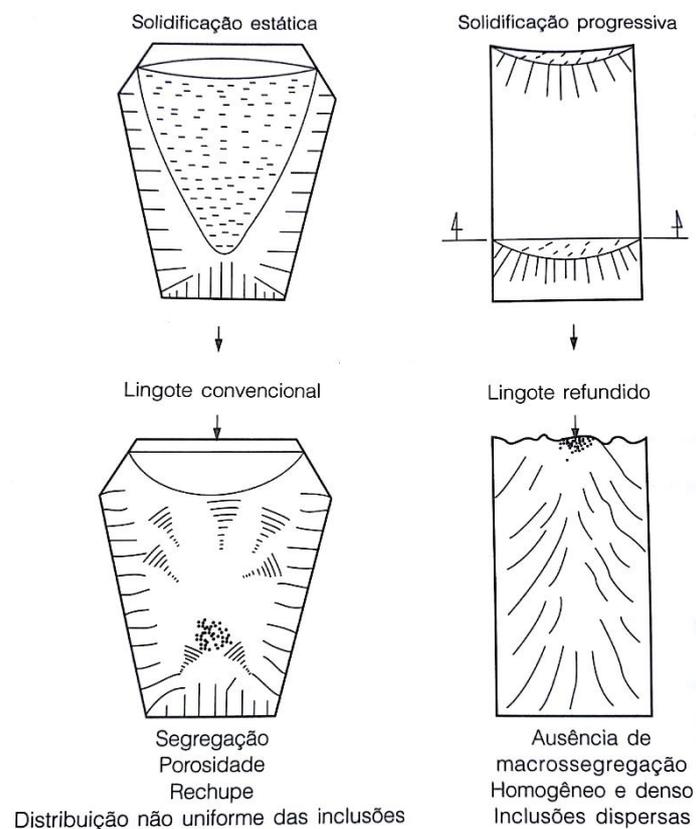


Figura 2-47: Esquema de lingote convencional e lingote refundido. Para o mesmo tamanho aproximado, a quantidade de metal líquido a cada momento é muito menor no lingote refundido, resultando em estrutura mais homogênea (SILVA; MEI, 2010).

Araujo (2012) afirma que o arco pode ser classificado em função de seu comportamento, sendo difuso quando há homogeneidade nas transferências de calor e corrente para o lingote, sendo esse o comportamento ideal do arco; constrito quando é encolhido lateralmente em forma constrita e muda seu foco, em decorrência ou de seu formato ou de pressões do forno; curto por gotejamento se as gotas formadas na refusão ainda não se desprenderam do eletrodo

e criam uma conexão entre ele e a poça de fusão, ocasionando em curtos circuitos com tempos de vida curtos; e ainda brilhoso quando se apresenta de forma difusa no espaço entre o cadinho e o eletrodo. O autor ainda relata que os parâmetros primordiais para o processo de refusão são corrente e taxa de fusão, voltagem e espaçamento do arco, diâmetro do eletrodo e pressão da câmara do forno.

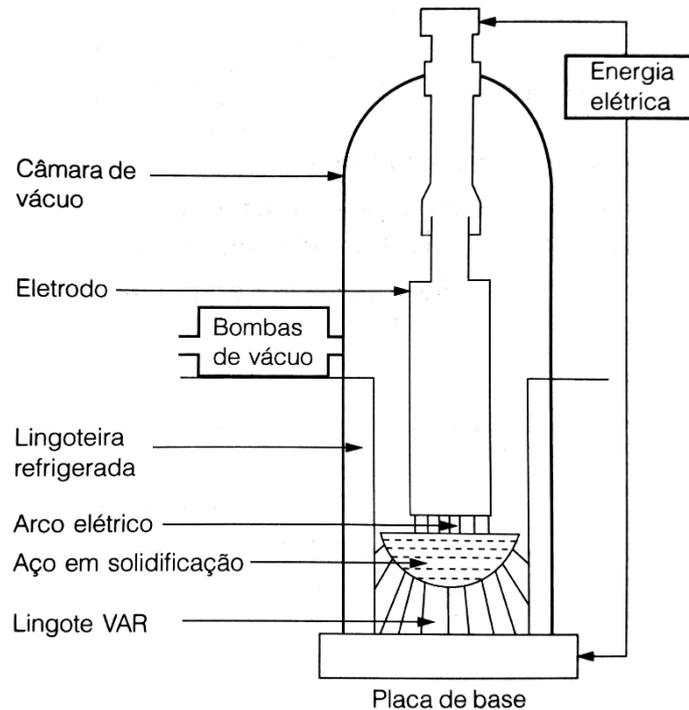


Figura 2-48: Esquema de um forno de refusão a arco (VAR) (SILVA; MEI, 2010).

2.5 CONFORMAÇÃO MECÂNICA

De acordo com Silva e Mei (2010), quando a deformação ocorre em temperatura acima de 50% da temperatura de fusão do metal ela é considerada processamento a quente, em que ocorrem processos de recuperação e recristalização dos grãos, a nucleação de novos grãos não deformados. Quando a temperatura é inferior, a deformação é a frio e não ocorre os processos citados. Já Chiaverini (1977) relata que a definição entre trabalho a quente e a frio é determinada a partir da temperatura de recristalização da peça a ser deformada. A maior temperatura facilita a deformação uma vez que resulta em redução da resistência mecânica e favorece a difusão.

2.5.1 FORJAMENTO A QUENTE

Dentre os processamentos termomecânicos para alterar a forma de lingotes fundidos, o forjamento a quente se destaca pela facilidade de execução e versatilidade. O forjamento objetiva quebrar a estrutura bruta de fusão, homogeneizar a composição química e ainda possibilitar a laminação do material, já que consegue transformar tarugos cilíndricos em chapas. Notadamente, após o forjamento a quente o esboço é submetida à laminação a quente, a fim de se atingir a espessura especificada para sua aplicação. Araujo (2012) lembra que a liga a ser forjada precisa resistir à degradação decorrente da temperatura utilizada para o procedimento.

O forjamento pode ser realizado em diferentes configurações. Pode ocorrer forjamento a frio e a quente, livre, por matriz aberta ou fechada, por prensa ou por martelo, rotativo, por rolo. O forjamento utilizado neste trabalho foi do tipo forjamento a quente livre por martelamento, sem o uso de matriz, como o exposto através da Figura 2-49. Silva e Mei (2010) informam que nesse tipo de forjamento é empregada uma taxa de deformação em torno de 10^2 s^{-1} . Nesse caso, vários golpes sucessivos são aplicados sobre a superfície do material, em grande velocidade, ocasionando a deformação mecânica. Chiaverini (1977) descreve que o forjamento a quente é normalmente realizado em temperatura acima da de recristalização do material, em uma faixa comum para aços ao carbono de 800 a 1000 °C.

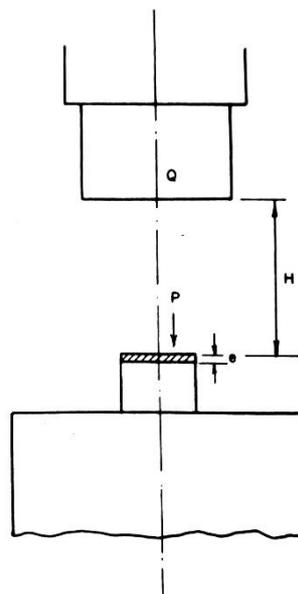


Figura 2-49: Martelo em queda livre sobre um bloco de metal, uma massa de peso Q em queda livre de uma altura H exercendo uma pressão P em uma espessura e (CHIAVERINI, 1977).

2.5.2 LAMINAÇÃO

Laminação é o processo no qual ocorre redução na espessura de uma chapa quando ela passa por cilindros girando em sentido oposto, como descrito por Chiaverini (1977). Em laminações simétricas esses cilindros apresentam mesma rugosidade, mesmo diâmetro e mesma velocidade de rotação. Esse processo de deformação provoca redução na espessura da peça, enquanto seu comprimento aumenta normalmente mantendo-se sua largura constante. Uma vez que o volume é mantido constante, a variação de comprimento pode ser facilmente calculada a partir da mudança na espessura.

A laminação a quente é frequentemente realizada em equipamentos de médio e grande porte uma vez que as amostras processadas requerem maiores esforços de deformação. Cilindros de laminação de diâmetros menores são menos impactados pelos esforços do trabalho de deformação, já que apresentam menor área de contato com as chapas, embora sejam menos resistentes e possam sofrer deformação durante o processamento. Na maioria dos casos, os procedimentos de laminação a quente são sucedidos por laminação a frio e há a necessidade de tratamentos térmicos.

Já a laminação a frio produz nas chapas efeitos de encruamento, o que significa concluir que há aumento da resistência mecânica em detrimento da ductilidade das chapas. Alguns autores sugerem que o trabalho de laminação a frio só é sentido na superfície da chapa, mas Castro *et al.* (2006) demonstraram que o efeito da deformação pode ser verificado no interior da amostra em função do espalhamento de orientações do grão (*grain orientation spread*), média da diferença de orientação entre todos os pontos de um grão. O encruamento é caracterizado pelo aumento da densidade de discordâncias nas chapas, sendo mecanismo de endurecimento de materiais metálicos e reduzindo a ductilidade das peças. Por esse motivo, o processamento a frio das chapas pode ser realizado em etapas, com recozimentos intermediários, para possibilitar a quantidade de deformação objetivada. Ray, Jonas e Hook (1994) afirmam que a laminação a frio fortalece a fibra- γ em aços ao carbono.

Aços δ -TRIP podem ser produzidos a partir da laminação a quente, que tem a função de quebrar as dendritas de ferrita- δ formadas durante a solidificação e refinar os grãos, ou ainda por meio de laminação a frio seguida de tratamento térmico de austêmpera (YI, 2010). Como produtos finais são encontradas as fases ferríticas, austenita retida, martensita e bainita. A Figura 2-50 ilustra possíveis processamentos desses materiais.

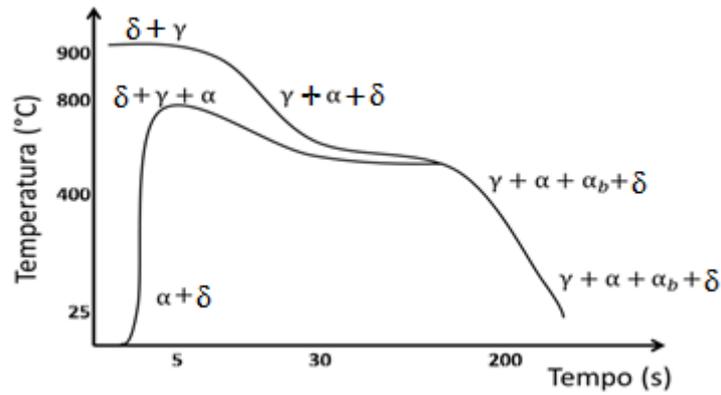


Figura 2-50: Confeção de estrutura δ -TRIP por laminação a quente (curva superior) e por laminação a frio seguida de austêmpera (curva inferior). γ austenita, α ferrita- α , α_b ferrita bainítica e δ ferrita- δ (YI, 2010).

Yi (2014) relata que as temperaturas de recozimento e de austêmpera não estão bem estabelecidas, mas ocorrem a cerca de 800 a 900 °C e 400 a 600 °C, respectivamente. A laminação a quente pode ser iniciada em temperaturas mais elevadas, como 1200 °C, utilizada no trabalho de Yi (2010), desde que a temperatura do final do processamento não seja inferior à desejada. A laminação a quente foi utilizada para reduzir chapas de 30 a 3 mm de espessura, totalizando 90% de deformação.

Jung (2011) deformou chapas de aço δ -TRIP em 80% por laminação a quente em temperatura acima de 950 °C, até 4,5 mm de espessura, seguida de 75% de deformação a frio com espessura final de 1,2 mm, com posterior tratamento de austêmpera a 400 °C. O objetivo era formar ferrita- δ no cordão de solda desses materiais, minimizando o desenvolvimento de trincas decorrentes de estrutura martensítica. O material apresentou 800 MPa de resistência mecânica com 25% de alongamento total, e o processamento logrou na presença de ferrita- δ no cordão de solda. Já Suh et al. (2013) realizaram laminação a quente de 1200 a 727 °C, até 3 mm de espessura, seguida de resfriamento ao ar e laminação a frio até 1 mm de espessura.

2.5.3 DEFORMAÇÃO DURANTE A LAMINAÇÃO

Para os processos de laminação, a deformação efetiva (ϵ) pode ser calculada em função da variação da espessura das chapas (ϵ_1), através da Equação 2-3.

$$\epsilon = \sqrt{\frac{2}{3}} \times \sqrt{[(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_1 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2]} \quad \text{Equação 2-1}$$

$$\varepsilon_1 = -\varepsilon_3; \varepsilon_2 = 0 \quad \text{Equação 2-2}$$

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2\sqrt{3}}{3} \times \varepsilon_1 \quad \text{Equação 2-3}$$

Além disso, a homogeneidade da deformação pode ser medida através do parâmetro Δ , de acordo com a Equação 2-4, onde a deformação é considerada homogênea quando $\Delta < 1$ e heterogênea se $\Delta > 1$, sendo r a redução em cada passe, ε_i a espessura inicial e R o raio do cilindro de laminação (BACKOFEN, 1972).

$$\Delta = \frac{2-r}{2} \times \sqrt{\frac{\varepsilon_i}{r \cdot R}} \quad \text{Equação 2-4}$$

Já a taxa de deformação (s), medida em função do tempo, pode ser obtida considerando-se as dimensões dos cilindros de trabalho, sendo a velocidade de rotação dos cilindros (v) calculada a partir do tempo que o cilindro leva para dar uma volta completa (t) e o arco de contato dos cilindros com a amostra (L) medido a partir das variação da espessura das chapas com relação à espessura inicial (Δh) (Equação 2-7).

$$s = v/L \quad \text{Equação 2-5}$$

$$v = \frac{2\pi R}{t}; L = \sqrt{R \cdot \Delta h} \quad \text{Equação 2-6}$$

$$s = \frac{2\pi R}{t\sqrt{R \cdot \Delta h}} \quad \text{Equação 2-7}$$

2.6 TRATAMENTOS TÉRMICOS

Tratamentos térmicos podem e devem ser realizados com o objetivo de se minorar a estrutura bruta de fusão, almejando melhores resultados de propriedades mecânicas, de acordo com as necessidades requeridas à aplicação. Nesses casos, a primeira etapa durante a realização do tratamento térmico normalmente é submeter a chapa a uma temperatura pouco superior à temperatura do eutetóide, para que possa ocorrer formação de austenita, e por tempo suficiente para dissolver a cementita, de acordo com as propriedades desejadas. Tratamentos térmicos também são executados para aliviar tensões geradas durante a

conformação mecânica, melhorando a ductilidade e a usinabilidade das peças. Temperaturas mais baixas dificultam as reações, enquanto temperaturas mais altas podem resultar em crescimento de grãos, oxidação e descarbonetação. Entretanto, a velocidade de aquecimento e o tempo de permanência em encharque devem ser observados para não ocorrer crescimento excessivo de grãos nas chapas tratadas.

2.6.1 RECOZIMENTO INTERCRÍTICO

O processo de austenitização consiste em elevar o material a uma temperatura adequada por um tempo suficiente para que o volume inteiro do mesmo seja composto por fase austenítica. Essa temperatura depende da composição do produto. Para aços esse valor é de 50 °C acima de A3, ou seja, em torno de 1000 °C. Silva e Mei (2010) fornecem a informação de que a austenita formada terá composição química mais homogênea quanto menor for a temperatura utilizada para austenitização, já que não favorecerá segregações.

Já o recozimento intercrítico acontece no campo bifásico $\alpha+\gamma$, entre 800 e 900 °C. Santos *et al.* (2009) demonstraram que o recozimento intercrítico a 900 °C em uma liga TRIP com 1,43% Si resultou em propriedades mecânicas e retenção de austenita de forma bem mais acentuada que a 800 °C (Figura 2-51). Também é possível notar que as maiores taxas de resfriamento, em água e ao ar, foram as que resultaram em produtos com maiores valores de tensão, e que a austêmpera a 400 °C se mostrou mais adequada que a 600 °C (ver tópico 2.6.4).

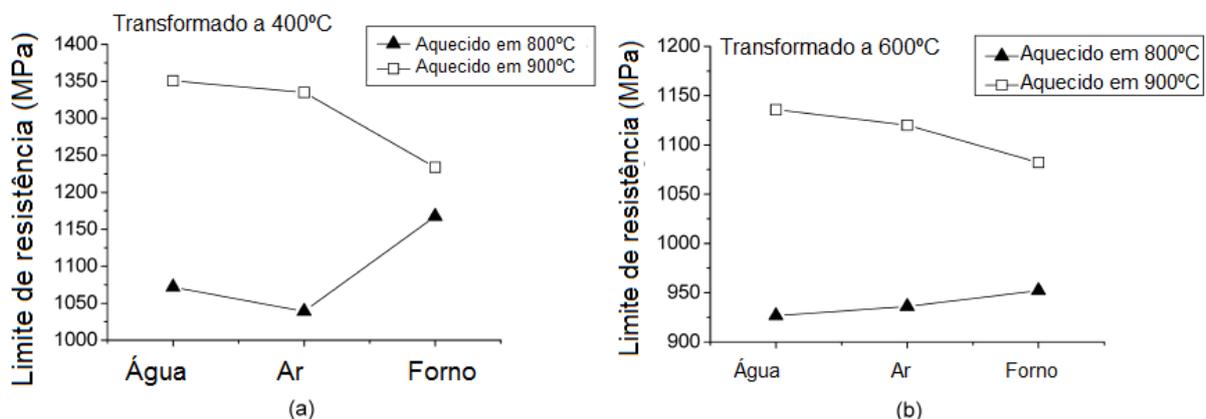


Figura 2-51: Efeito da temperatura de recozimento e diferentes taxas de resfriamento na tensão máxima em austêmperas a (a) 400 e (b) 600 °C (SANTOS *et al.*, 2009).

A pesquisa de Santos *et al.* (2009) pode ser, ainda, fundamentada pelo proposto por Chatterjee *et al.* (2007), que estudando ligas de aço δ -TRIP determinaram a temperatura ideal de recozimento intercrítico para aços TRIP a 900 °C (Figura 2-52), durante 300 s, garantindo que toda a chapa será composta por fase austenita e anulando os efeitos na microestrutura causados pelas laminações anteriores.

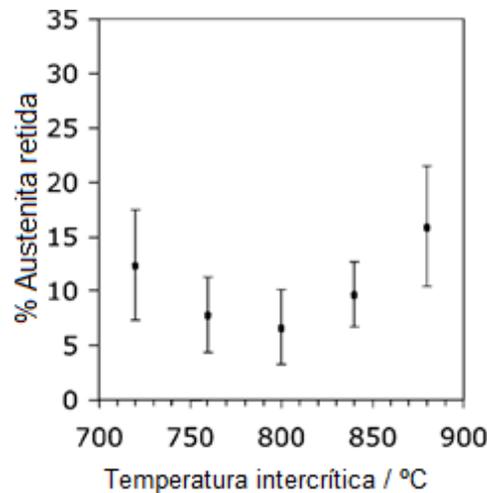


Figura 2-52: Efeito da temperatura de recozimento intercrítico na fração de austenita retida. Erro $\pm 1\sigma$ (CHATTERJEE *et al.*, 2007).

2.6.2 NORMALIZAÇÃO

O tratamento térmico de normalização tem a finalidade de refinar a microestrutura do aço e permitir melhor distribuição de carbono na austenita, tornando a textura mais homogênea e reduzindo também a presença de carbonetos, sendo frequentemente realizado após forjamento e antes da têmpera (SILVA; MEI, 2010). As temperaturas utilizadas para aços ao carbono comuns variam de 800 a 900 °C, como demonstra a Figura 2-53.

Apesar de o tratamento de normalização possibilitar ganhos no alongamento e no comportamento em estrição das chapas, Souza (1989) indica que há redução na ductilidade do material, porém com maior resistência mecânica, em comparação a um recozimento convencional. O autor informa que esse tratamento pode ser utilizado para preparação de amostras a serem temperadas, uma vez que a normalização ainda fortalece a homogeneidade na composição química do aço.

Nesse tratamento térmico, o aço é aquecido a temperatura suficiente para ocorrer austenitização completa e então é resfriado lentamente (ao ar), obtendo microestruturas mais

refinadas que as do recozimento intercrítico, contendo fases como ferrita, cementita e perlita, como indicado por Chiaverini (1977).

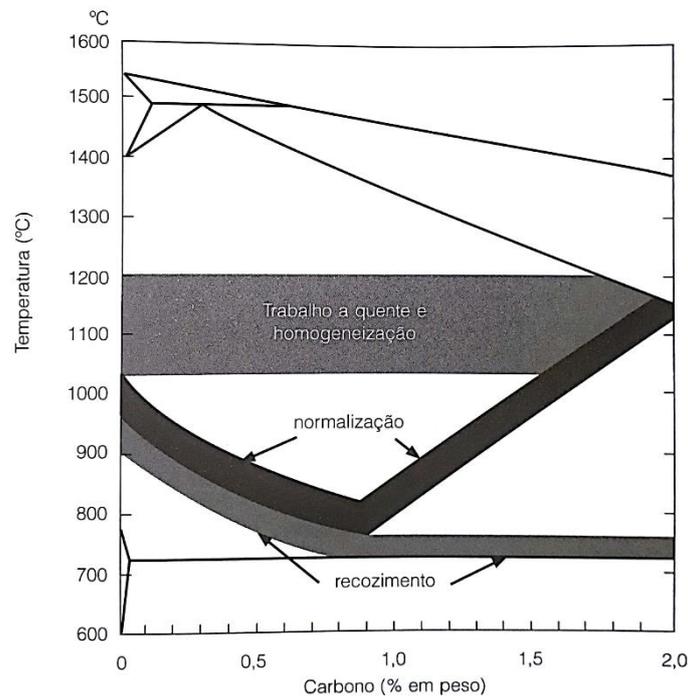


Figura 2-53: Comparação entre as faixas de temperaturas de austenitização para a normalização e o recozimento (SILVA; MEI, 2010).

2.6.3 TÊMPERA: TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

O processo de têmpera consiste no aquecimento do produto a uma temperatura pouco acima do campo bifásico $\alpha + \gamma$, ou seja, dentro do campo austenítico, seguido de um resfriamento rápido, usualmente em água. De acordo com Souza (1989), o resultado desse processo é a martensita, uma fase com estrutura tetragonal/hexagonal extremamente dura que pode introduzir tensões internas significativas e ocasionar empenamentos e fissuras. Esses problemas podem ser entendidos a partir da análise da Figura 2-54, na qual uma amostra metálica com temperatura homogênea ao longo da espessura é submersa em água e é possível observar os efeitos de contração e dilatação que ocorrem no interior do bloco em decorrência do gradiente de temperatura entre a superfície e o núcleo do mesmo. A superfície, em contato com a água, se resfria mais rapidamente que o cerne da peça, provocando tensões térmicas e aços resistentes, frágeis e duros (CHIAVERINI, 1977).

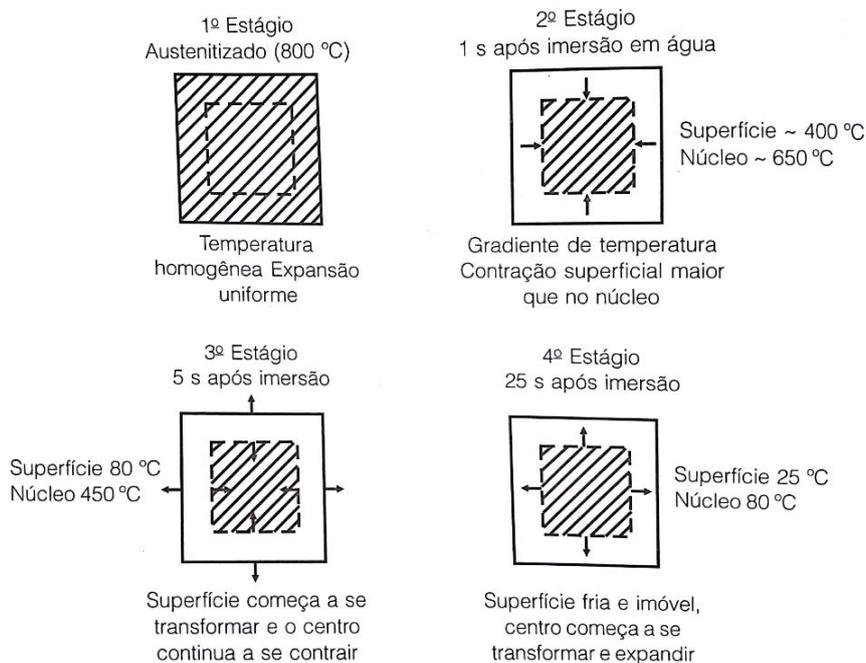


Figura 2-54: Ilustração esquemática do estado de tensão existente em um bloco de aço durante os estágios da têmpera em água (SILVA; MEI, 2010).

É importante destacar que o resfriamento rápido é caracterizado como uma redução quase instantânea da temperatura da peça, principalmente para a superfície da mesma, mas que a martensita começa a ser formada a partir da temperatura de início de formação da martensita, denominada M_i , e que segue até a temperatura final de formação (M_f). Nesse processo, é possível que nem toda a austenita seja transformada em martensita e parte dela fique retida em temperatura ambiente nas chapas, sendo chamada de austenita retida (γ_r).

A tendência à formação de martensita em um material pode ser mensurada em função de sua temperabilidade. Essa propriedade sofre alta influência de elementos de liga, como o carbono. Quanto maior a quantidade desse elemento na austenita, maior a estabilidade dessa fase e a transformação martensítica pode ocorrer em taxas de resfriamentos menores. Souza (1989) lembra que a temperabilidade é reduzida em função do tamanho de grãos da austenita, uma vez que quanto maior a área do contorno de grão por unidade de volume de austenita maiores são os sítios de nucleação de fases indesejáveis na têmpera como ferrita, bainita e perlita. Já Silva e Mei (2010) assumem que o endurecimento por têmpera é pequeno para aços com menos de 0,3% de carbono em peso.

2.6.4 AUSTÊMPERA: TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA

O processo isotérmico de transformação da austenita em bainita recebe o nome de austêmpera. Segundo Chiaverini (1977), esse tratamento permite a obtenção de uma estrutura que combine dureza e tenacidade e é realizado em temperaturas variando de 300 a 500 °C, ou seja, entre o início da transformação bainítica (B_i) e o início da transformação martensítica (M_i), seguido de um resfriamento ao ar até a temperatura ambiente. Souza (1989) afirma que a formação de bainita inferior garante ao aço boa dureza e boa tenacidade. A austêmpera também tem a finalidade de minimizar trincas e empenos, segundo Silva e Mei (2010).

Estudando duas ligas de aço TRIP Al-Si, a Liga A com 0,035% Nb e a Liga B sem o elemento, Hanzaki *et al.* (1995) realizaram recozimentos de austêmpera entre 300 a 500 °C durante 2 a 10 minutos, com o intuito de se determinar a influência da temperatura e do tempo de tratamento na fração final de austenita retida. A temperatura ideal encontrada foi 400 °C (durante 2 minutos de recozimento), sendo que temperaturas superiores foram deletérias para a manutenção de austenita em temperatura ambiente, principalmente para as amostras que não continham nióbio (Liga B), como demonstrado através da Figura 2-55. Esse valor é concordante com o encontrado por Zhao *et al.* (2014), que determinaram 410 °C como a temperatura de austêmpera ideal para formação de austenita retida, atingindo maiores valores de ductilidade e de resistência mecânica.

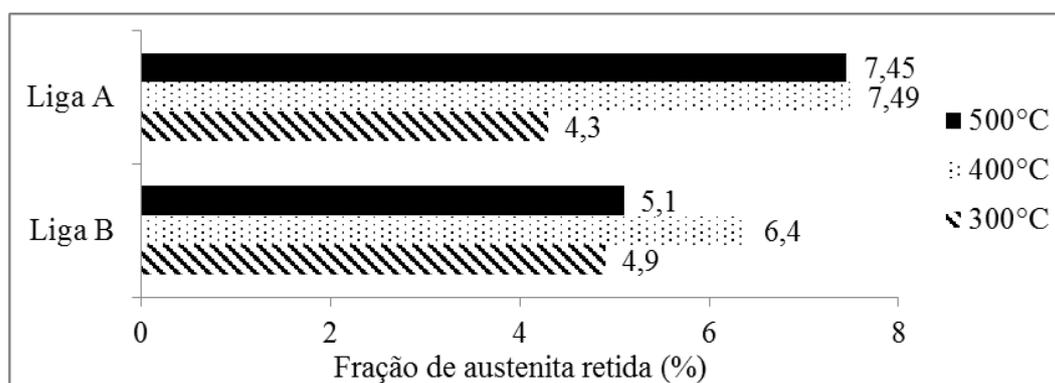


Figura 2-55: Variação de austenita retida em função da temperatura para austêmpera, sendo que a Liga A contém nióbio (HANZAKI *et al.*, 1995). Adaptada.

Hanzaki *et al.* (1995) também está em concordância com Chatterjee *et al.* (2007), que determinaram a temperatura de transformação bainítica ideal para aços δ -TRIP como 400 °C. Nascimento (2007) sugere que a transformação bainítica ocorra entre 350 a 500 °C, seguida de um resfriamento ao ar.

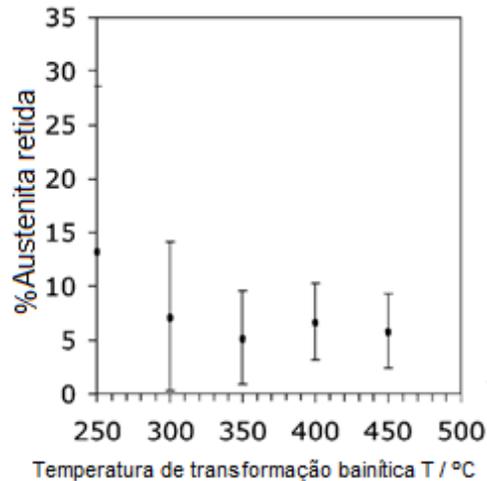


Figura 2-56: Efeito da temperatura de transformação bainítica na fração de austenita retida. Erro $\pm 1\sigma$ (CHATTERJEE *et al.*, 2007).

Matsumura *et al.* (1992) explicam que o efeito negativo de temperaturas superiores se deve a saturação de carbono na austenita, formando carbonetos. Como o carbono é um estabilizante da austenita, a expulsão do elemento da matriz faz com que a transformação de austenita em bainita seja facilitada, reduzindo a quantidade de austenita retida no produto final, como visto na Figura 2-57.

A Figura 2-57 apresenta o resultado do cálculo a partir da Equação 2-8, sendo C_γ o teor de carbono na austenita retida e α_γ o parâmetro de rede da austenita, obtido através de difração de raios-X no pico (200) γ , que pode ser visualizado na Figura 2-58.

$$C_\gamma = \frac{\alpha_\gamma - 3,578}{0,033} \quad \text{Equação 2-8}$$

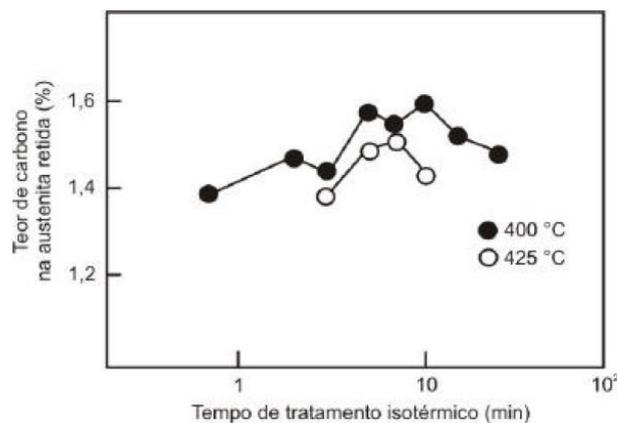


Figura 2-57: Teor de carbono na austenita em função da temperatura de austêmpera (MATSUMURA *et al.* 1992 *apud* NASCIMENTO, 2007).

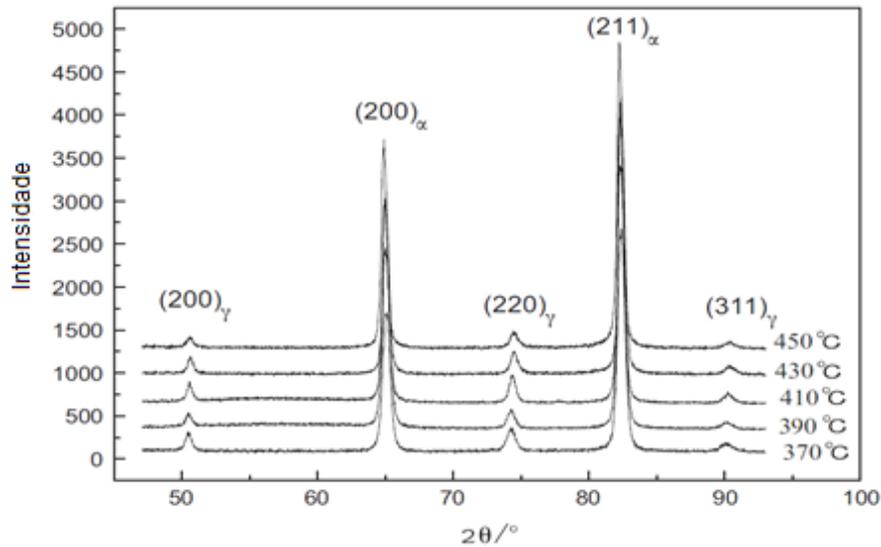


Figura 2-58: Padrões de difração dos aços investigados (MATSUMURA *et al.*, 1992).

Já em relação ao tempo de tratamento, os resultados do trabalho de Hanzaki *et al.* (1995) indicam que o tempo ideal é de 5 minutos e que tempos elevados de transformação são prejudiciais ao efeito TRIP, como ilustrado na Figura 2-59. Chatterjee *et al.* (2007) determinaram que o tempo ideal de tratamento é de 500 s. Parâmetros adequados aos tratamentos térmicos devem ser determinados para cada composição de liga.

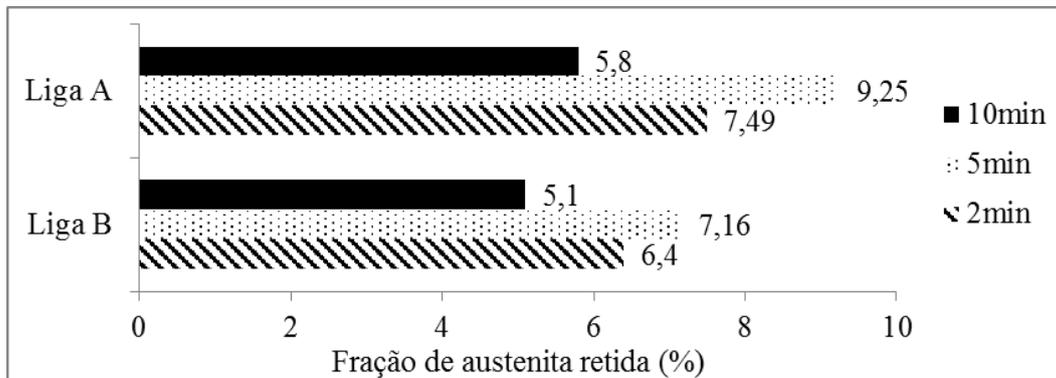


Figura 2-59: Variação de austenita retida em função do tempo para austêmpera a 400 °C, sendo que a Liga A contém nióbio (HANZAKI *et al.*, 1995). Adaptada.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Com o objetivo de se avaliar a influência da composição química e do processamento termomecânico na formação e a estabilidade de ferrita- δ e austenita retida, e os consequentes resultados nas propriedades mecânicas e cristalográficas das chapas, foram realizadas simulações de formação de fases em função dos elementos de liga adicionados ao material através do *software* Thermo-Calc® (base de dados TCFE-6). A partir desses cálculos foram elaboradas quatro ligas com composições químicas diferentes para o desenvolvimento deste trabalho, com variações de carbono e nióbio.

A confecção dos lingotes se deu em três etapas: barras de aço carbono foram enxertadas e usinadas, fundidas e refundidas em Forno de refusão a arco (VAR). Esses produtos foram então forjados a quente, laminados a quente, laminados a frio, tratados termicamente e ensaiados. As análises realizadas foram espectroscopia óptica, densidade por picnometria, difração e textura cristalográfica por raios-X, microscopia eletrônica de varredura, microdureza Vickers, ensaio uniaxial de tração e caracterização do efeito TRIP por ferritoscopia. O Parâmetro B também foi calculado (SANTOS *et al.*, 2016).

O processamento segue o fluxograma da Figura 3-1, detalhado na Figura 3-2.

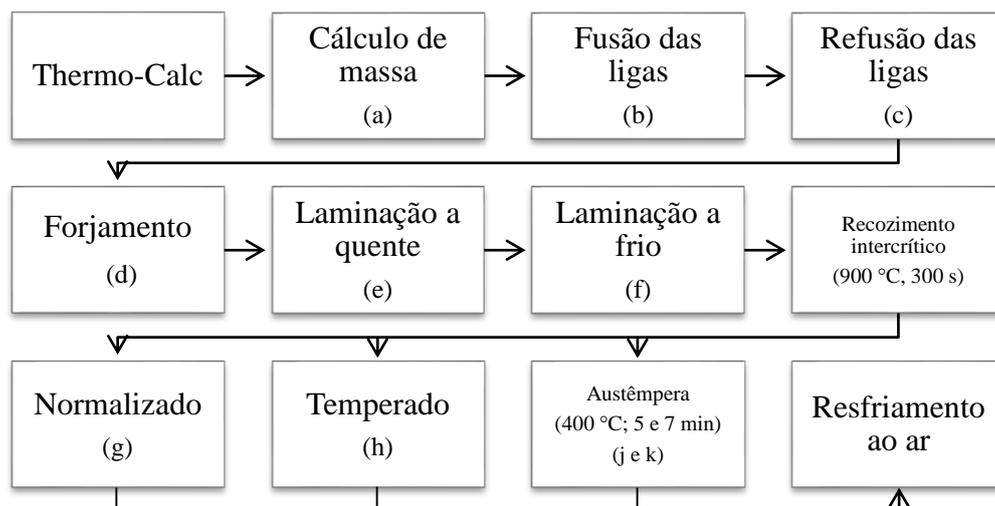


Figura 3-1: Fluxograma geral de desenvolvimento do projeto, sendo que somente as amostras temperadas (h) foram resfriadas em água em temperatura ambiente (AUTOR).

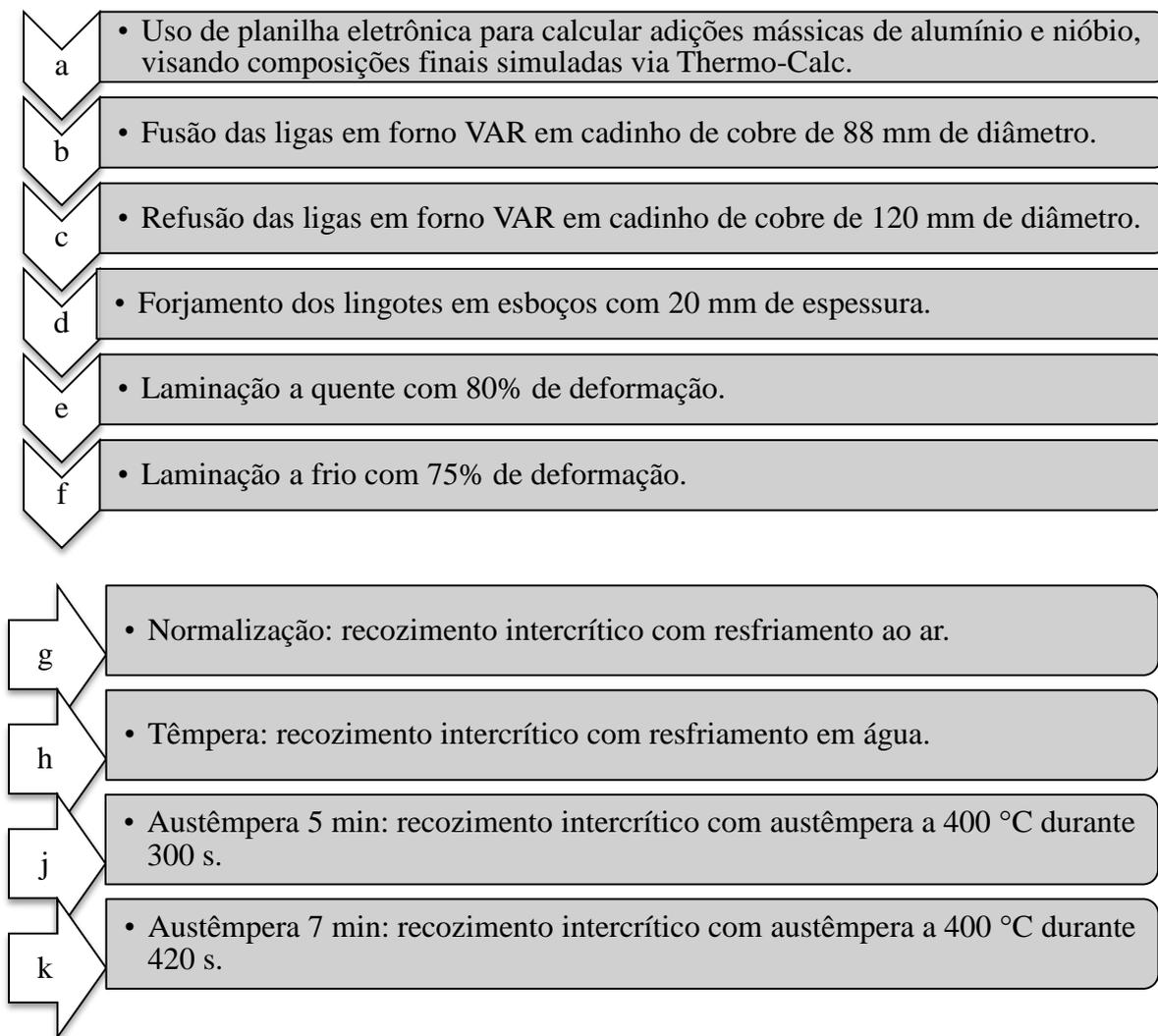


Figura 3-2: Fluxograma de desenvolvimento do processamento do trabalho, sendo que a nomenclatura das etapas, de a a k, também foi utilizada para nomear as amostras (AUTOR).

3.1 SIMULAÇÃO POR THERMO-CALC[®]

O Thermo-Calc[®] é um programa de cálculos termodinâmicos que pode ser utilizado para prever a formação de fases de determinado material, em função de sua composição química, que decorrem da variação de temperatura sofrida pela liga. Entretanto, tais resultados só podem ser conclusivos em situações de total equilíbrio termodinâmico, o que, naturalmente, não acontece em situações práticas uma vez que nesses casos as taxas de transformações físico-químicas são muito mais acentuadas. Mesmo assim, análises através do Thermo-Calc[®] possibilitam simular tais reações e atuar como parâmetro para escolha de composição química desejada.

A fração de alumínio para as ligas foi determinada em 5,6% em peso, em conformidade com Choi *et al.* (2012), que estudou a retenção de ferrita- δ durante a laminação a quente de ligas com variações de carbono e alumínio (Figura 3-3). Para iniciar a fabricação dos eletrodos, ou seja, os produtos de entrada no forno de refusão a vácuo (VAR), foram utilizadas 4 barras de aço carbono: 2 barras de aço carbono 1020 e 2 barras de aço carbono 1045, devido à indisponibilidade de aço carbono 1030. Assim, as frações de carbono são, respectivamente, 0,2 e 0,45%.

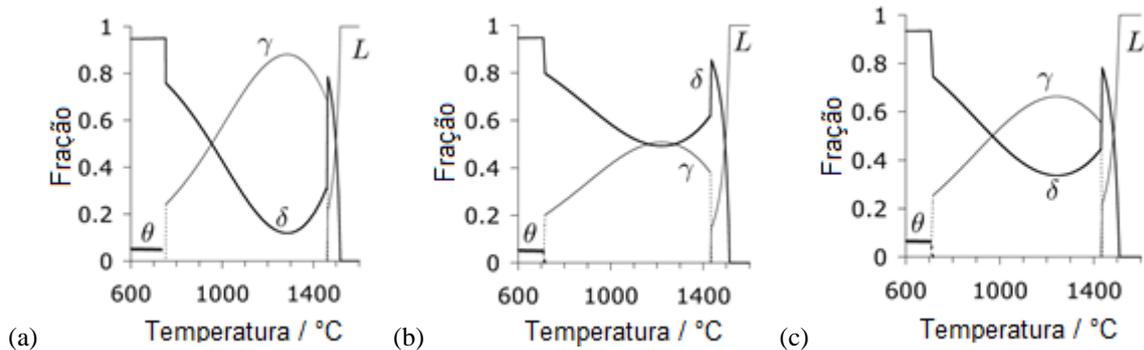


Figura 3-3: Diagramas calculados para ligas com composições (a) 0,3%C-3,5%Al, (b) 0,31%C-5,6%Al e (c) 0,39%C-5,6%Al. Maior fração de ferrita- δ em (b) (CHOI *et al.* 2012).

Já as frações mássicas de cromo e nióbio foram simuladas no Thermo-Calc[®]. Os objetivos eram encontrar a menor quantidade de cromo possível e igual para todos os eletrodos e a menor fração de nióbio possível para não formar a fase Laves. As curvas obtidas no *software* estão expostas na Figura 3-4 e na Figura 3-5. Assim, as quantidades de cromo e nióbio foram estabelecidas em, respectivamente, 0,1 e 0,6%.

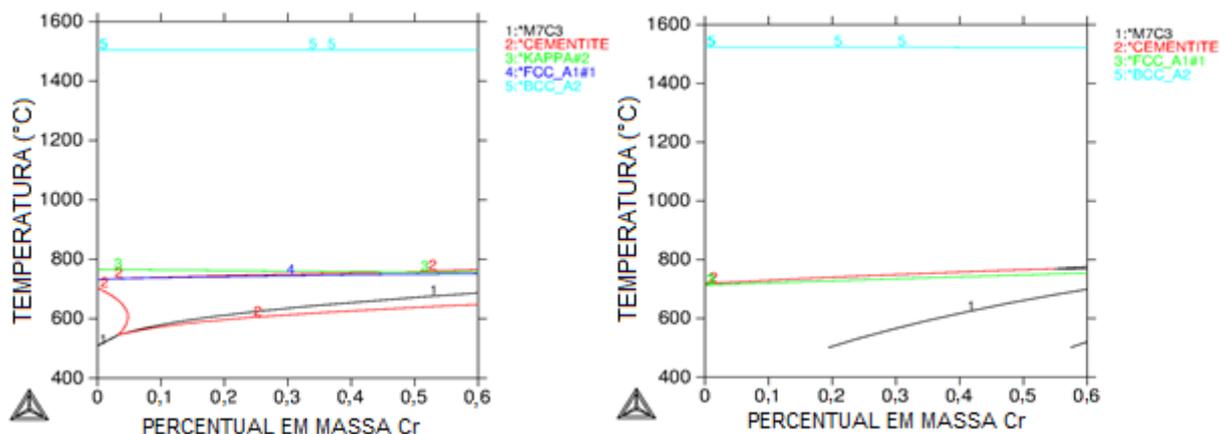


Figura 3-4: Determinação da fração mássica de cromo para as ligas A (esquerda) e B (direita) (AUTOR).

Como dito no tópico 2.1.2, é possível notar que haverá permanência de ferrita- δ em temperatura ambiente através da curva respectiva na Figura 3-6 (fase cúbica de corpo centrado, BCC_A2), que não apresenta valor nulo durante o resfriamento, ou seja, parte da

ferrita- δ será transformada em austenita e parte permanecerá retida no material. Esse efeito pode ser percebido nas quatro ligas propostas e denominadas B0, B1, A0 e A1.

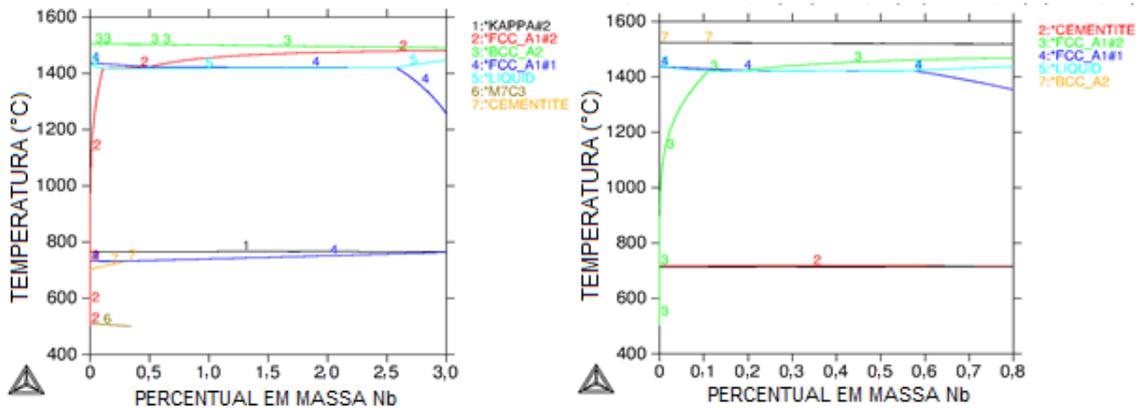


Figura 3-5: Determinação da fração mássica de nióbio para as ligas A (esquerda) e B (direita) (AUTOR).

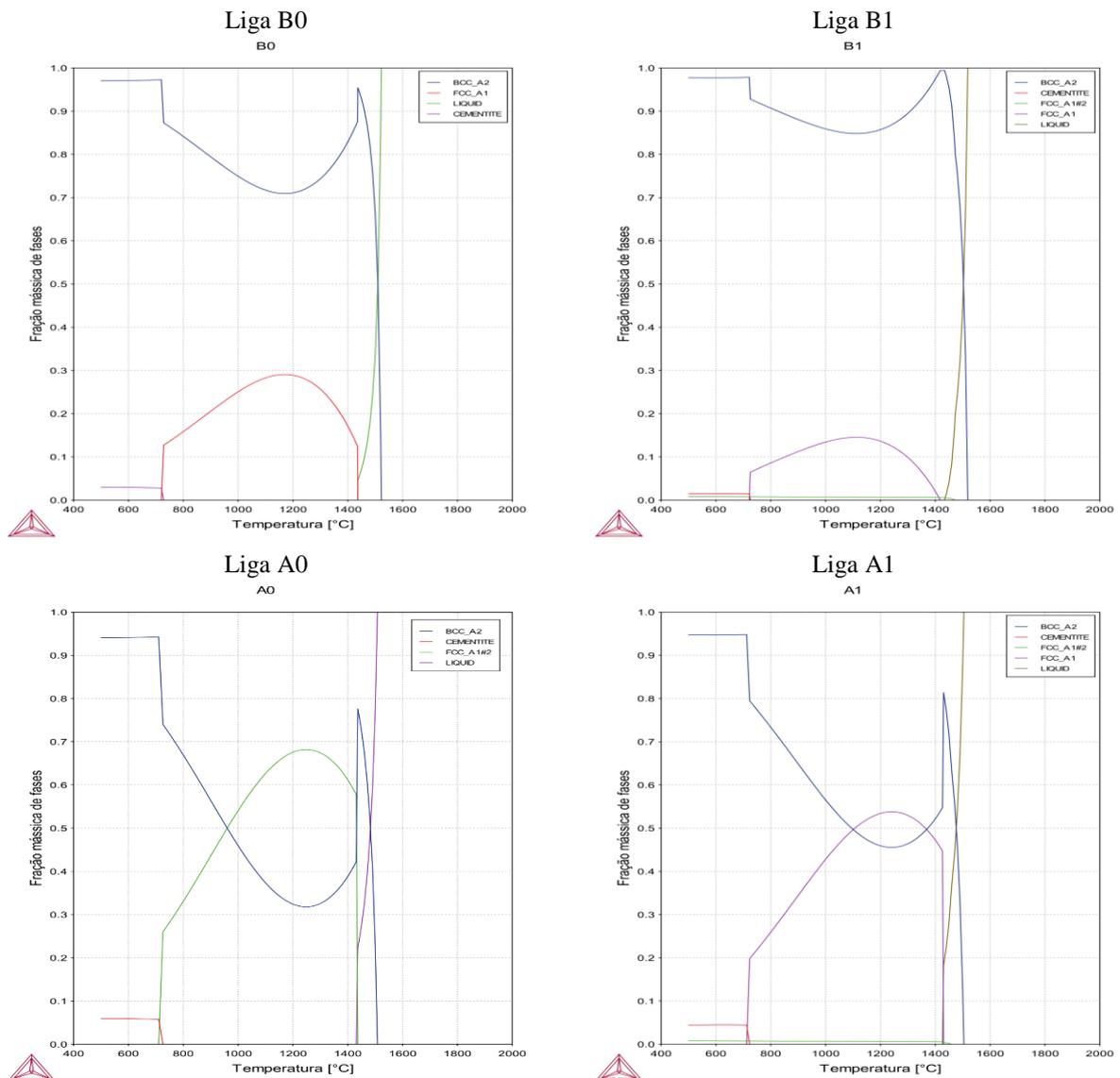


Figura 3-6: Curvas de equilíbrio termodinâmico em função da temperatura para as quatro ligas desejadas, com ferrita- δ (BCC_A2) retida em temperatura ambiente (AUTOR).

A nomenclatura e a composição química desejada das ligas estão descritas na Tabela 3-1. As letras A e B indicam a quantidade de carbono (A “alta” 0,45%C; B “baixa” 0,20%C) e os números 0 e 1 significam a presença ou ausência de nióbio.

Tabela 3-1: Composição química desejada das ligas.

Liga	% C	% Mn	% Al	% Si	% Cr	% Nb	Fe
B0	0,20	0,50	5,60	0,20	0,10	0,00	Base
B1	0,20	0,50	5,60	0,20	0,10	0,60	Base
A0	0,45	0,50	5,60	0,20	0,10	0,00	Base
A1	0,45	0,50	5,60	0,20	0,10	0,60	Base

Fonte: Autor.

A Figura 3-7 permite inferir a facilidade de formação da cementita por cada uma das ligas determinadas. Essa análise é importante, pois essa transformação é parte da transformação bainítica. Portanto, são mais propensas à transformação bainítica, em ordem crescente, as ligas B1, B0, A1 e A0.

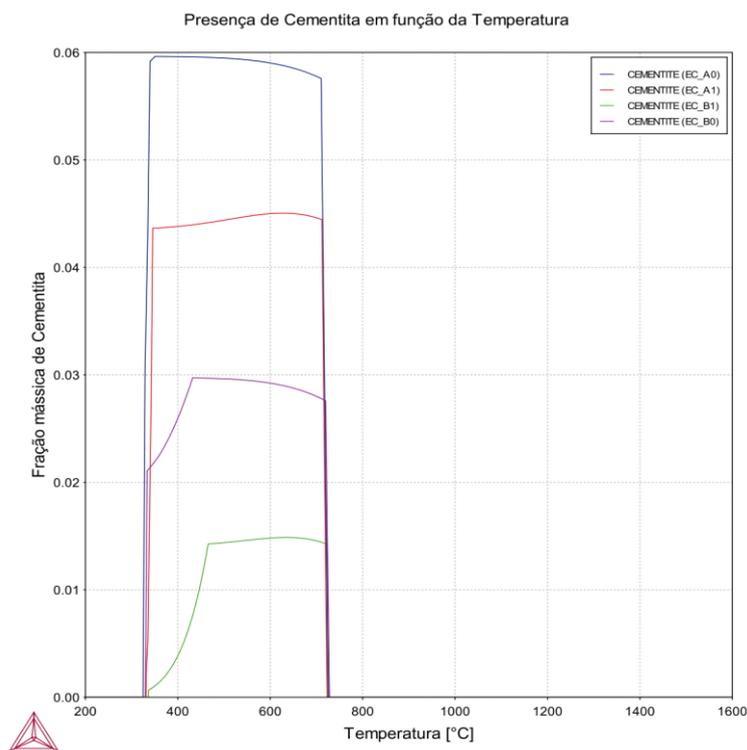


Figura 3-7: Simulação da presença de cementita em função da temperatura para as quatro ligas (AUTOR).

Nas amostras que contém nióbio (B1 e A1), as simulações termodinâmicas indicam que haverá um considerável volume de carbeto de nióbio nas chapas processadas, como descrito através da Figura 3-8.

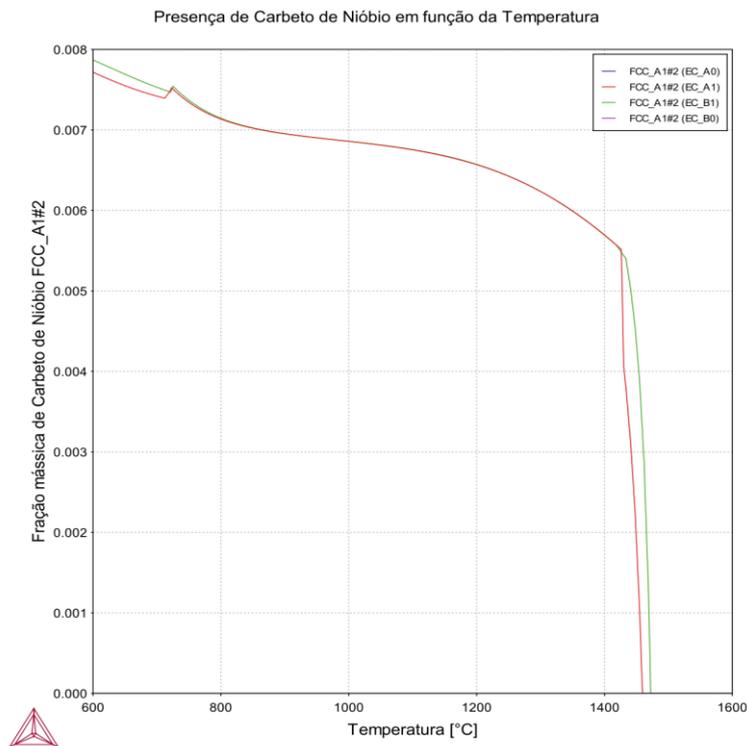


Figura 3-8: Simulação da presença de carbeto de nióbio em função da temperatura para as quatro ligas (AUTOR).

3.2 CÁLCULO DE MASSA

Para fusão e refusão no VAR se faz necessário preparar eletrodos que atendam as dimensões do forno e dos cadinhos a serem utilizados. Neste trabalho, foram preparadas quatro barras de aço carbono com enxertos de cromo, nióbio e alumínio, como descrito no tópico 3.1. A metodologia, portanto, segue a Figura 3-9 e os enxertos foram calculados através de planilha eletrônica levando em consideração a massa de material retirado das barras de aço carbono por usinagem para adição dos elementos de liga (Anexos, página 190).



Figura 3-9: Metodologia de cálculo de massa para confecção dos eletrodos (AUTOR).

Cromo, nióbio e alumínio foram adicionados, respectivamente, através de enxertos de aço inoxidável 430 adquirido da empresa Fechometal, ferronióbio cedido pela Companhia

Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM), e vergalhão de alumínio com 12 mm de diâmetro (Figura 3-10), considerando a composição química de cada um no momento de se calcular as quantidades de material a ser adicionado (Anexos, páginas 190 a 193).

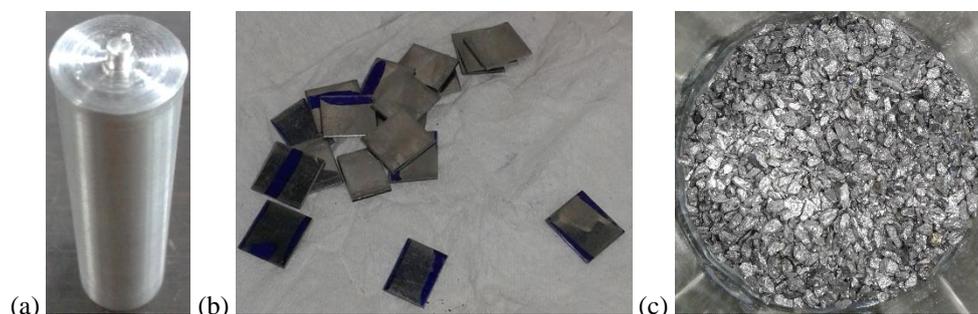


Figura 3-10: (a) Pinos de alumínio com 12 mm de diâmetro e 43 mm de comprimento, (b) retalhos de aço inoxidável 430 e (c) ferronióbio granulado (AUTOR).

Com o objetivo de se obter as ligas propostas na Tabela 3-1 e considerando as composições químicas dos produtos utilizados para enxerto, através da planilha eletrônica utilizada foi possível determinar as adições para cada barra de aço carbono respectiva, produzindo eletrodos com 10,2 kg (Tabela 3-2). Como os vergalhões de alumínio foram segmentados em pinos com dimensões iguais, todos os eletrodos receberam a mesma quantidade de pinos de alumínio.

Tabela 3-2: Massa de enxertos para cada liga.

	Inoxidável 430	Ferronióbio	Alumínio	
A0	16,620 g		606,071 g	45 pinos
A1	17,249 g	100,869 g	612,092 g	45 pinos
B0	10,203 g		605,690 g	45 pinos
B1	10,831 g	100,806 g	611,707 g	45 pinos

Fonte: Autor.

3.3 CONFECÇÃO DOS ELETRODOS

As barras de aço carbono foram preparadas por usinagem no Laboratório de Instrumentação e Tecnologia Mecânica (LITMec) do Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas (CBPF) através de uma furadeira vertical K&W, mostrada na Figura 3-11. O uso de lubrificante mineral é extremamente necessário para este procedimento, a fim de não haver superaquecimento que provocaria têmpera no material e danificaria a broca de perfuração.

Este modelo de furadeira tem a vantagem de possuir um avanço lento na usinagem, o que reduz consideravelmente as chances de superaquecer.



Figura 3-11: Furadeira vertical K&W do Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas, com seus avanços rápido (alavanca) e lento (manivela) (AUTOR).

A perfuração foi utilizada para preparar as barras de aço carbono para receberem os já citados enxertos (Figura 3-10) e a retirada do material dessas barras, devido ao processo de usinagem, foi levada em consideração no cálculo de massa (tópico 3.2). Como resultado temos as barras exibidas na Figura 3-12a. Também foi necessária usinar rosca (altura 25 mm, passo 1,5 mm e 3/4" de diâmetro) na extremidade desses produtos, para que sejam acoplados ao *stub* (Figura 3-12b), acessório conectado ao forno VAR através de um *clamp*, como ilustrado na Figura 3-12c.

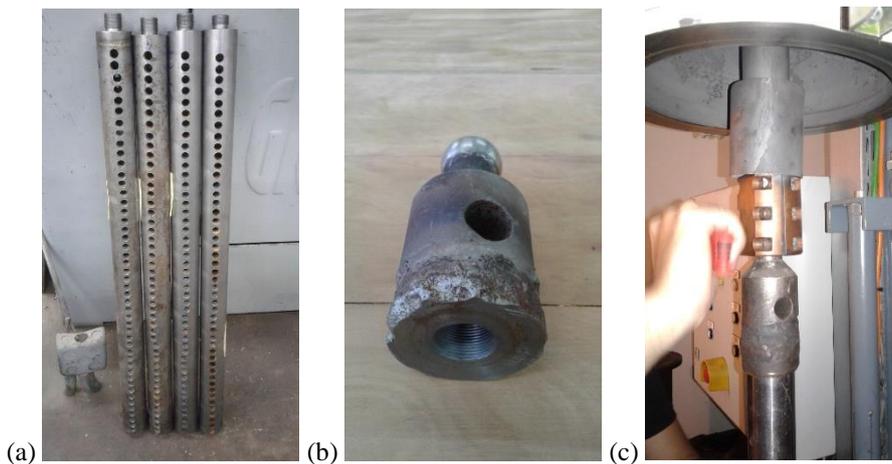


Figura 3-12: (a) Barras de aço carbono perfuradas e prontas para serem enxertadas, (b) *stub* utilizado no forno VAR para acoplamento do material de fusão por meio de um (c) *clamp* (AUTOR).

Os enxertos foram adicionados dentro dos furos, sendo colocado primeiramente o ferronióbio, coberto com um retalho de aço inoxidável 430 e preenchido com um pino

retirado do vergalhão de alumínio. Um recorte lateral dessa montagem pode ser visto na Figura 3-13a. Como no forno VAR o eletrodo é fundido em posição vertical, para impedir que esse sistema fosse violado antes do momento correto durante a fusão, o pacote de enxerto foi prensado, um a um, com auxílio de uma prensa hidráulica.

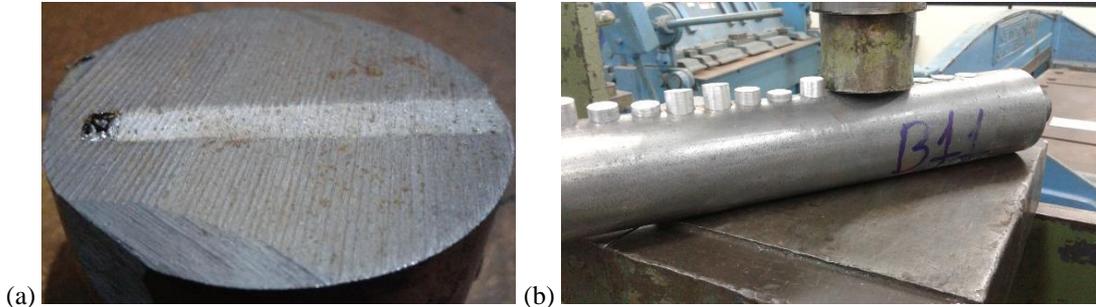


Figura 3-13: (a) Enxertos de nióbio, cromo e alumínio e (b) prensagem dos mesmos nos eletrodos (AUTOR).

Realizada toda a usinagem, inserção de enxertos e prensagem, o eletrodo pronto para fusão no VAR está ilustrado na Figura 3-14. Cada um dos eletrodos apresentava 10,2 kg, 700 mm de comprimento e 2 polegadas de diâmetro.



Figura 3-14: Eletrodo de fusão para o VAR (AUTOR).

O processo de fusão tem a função de unificar a composição do eletrodo, mas os lingotes precisaram ser refundidos por VAR para homogeneizar a composição química do material final, em um cadinho com maior diâmetro. Neste trabalho, foi realizada uma refusão para cada uma das ligas. O eletrodo necessita de um comprimento mínimo para que haja arco elétrico dentro do VAR. Como o lingote fundido não possui a dimensão mínima, por conta do novo cadinho utilizado, se faz necessário soldar um extensor ao bloco. Esse extensor foi feito com o mesmo material de aço carbono utilizado na confecção dos eletrodos.

A fusão resultou no lingote exibido na Figura 3-15a, que foi então cortado através de uma serra-fita (Figura 3-15b) presente no CBPF, a fim de tornar plana a superfície para posterior soldagem do extensor. A limpeza desse produto também é importante para manter a qualidade na composição química do produto refundido. Essa limpeza pode ser realizada por esmeril (Figura 3-15c), resultando no produto limpo descrito na Figura 3-15d. Com relação a soldagem do extensor, a melhor opção é que seja autógena, ou seja, que não seja acrescentado nenhum novo composto químico ao lingote durante o procedimento, como exposto na Figura 3-15e.

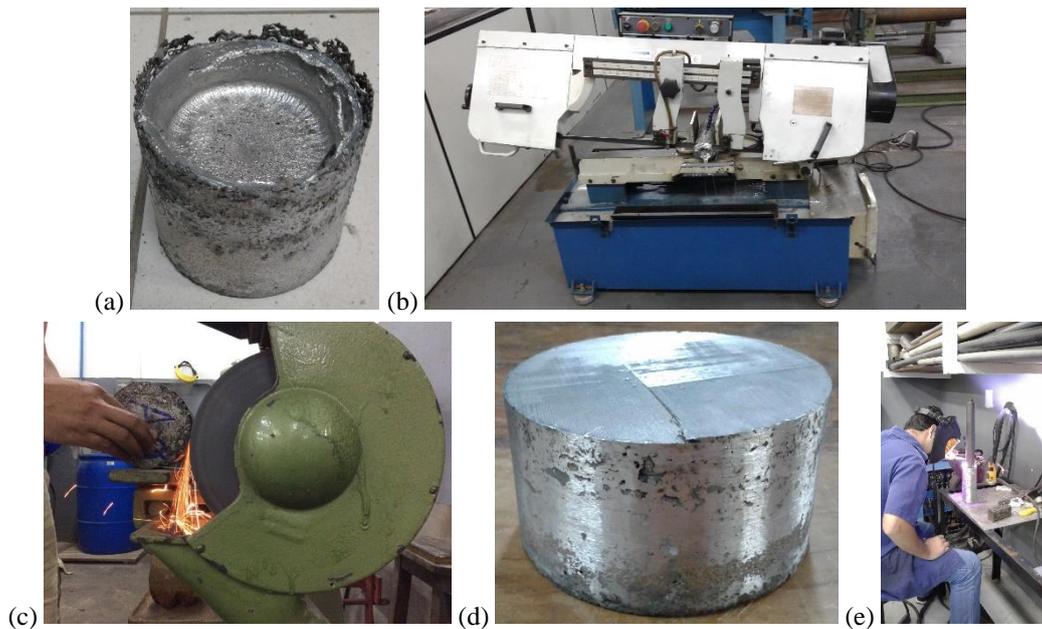


Figura 3-15: (a) Lingote fundido, (b) serra-fita do CBPF, (c) esmeril utilizado na limpeza do lingote, (d) bloco fundido esmerilado e (e) soldagem do extensor para refusão (AUTOR).

O eletrodo preparado para o processo de refusão está apresentado na Figura 3-16, sendo composto por barra fundida, extensor e *stub*.



Figura 3-16: Eletrodo de refusão para o VAR (AUTOR).

3.4 FORNO DE REFUSÃO A VÁCUO (VAR)

Os processos de fusão foram realizados no Laboratório Multiusuário de fusão a arco do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Material (PEMM) na COPPE/UFRJ. O forno de refusão a vácuo (VAR), marca ALD modelo VAR L200 Ti Zr, está exposto na Figura 3-17.



Figura 3-17: Forno de refusão a vácuo (VAR) da ALD, modelo VAR L200 Ti Zr, COPPE/UFRJ (AUTOR).

No VAR a fusão ocorre em cadinhos de cobre e a desmoldagem é favorecida pela corrente de água que resfria os mesmos. Uma vez que o coeficiente de condutividade térmica do cobre é elevado, o movimento de dilatação e contração das paredes do lingote fazem com que material fundido não solidifique no molde. A solidificação acontece em sentido ao interior do material fundido. Entretanto, parte do material fundido se adere às paredes do cadinho, sendo necessária remoção mecânica. Esse processo foi realizado com o auxílio de uma lixadeira elétrica e está descrito através da Figura 3-18.

O processo de fusão necessita de parâmetros como a corrente a ser utilizada e a taxa de fusão, a fim de se manter um arco elétrico com corrente contínua e igualmente distribuída ao longo da superfície que está em processo de fusão. O forno VAR está ilustrado na Figura 3-19. O eletrodo é continuamente inserido na região de fusão devido a movimentação de um braço mecânico ao qual ele está acoplado pelo sistema *stub/clamp*.



Figura 3-18: Limpeza dos cadinhos de cobre utilizados no processo de fusão em VAR (AUTOR).

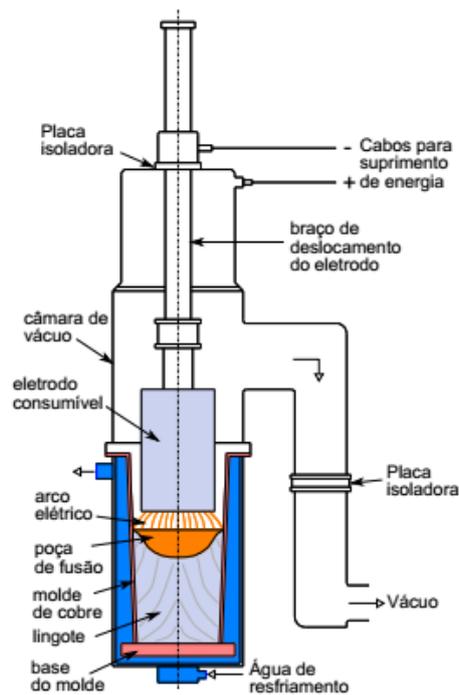


Figura 3-19: Esquema de um forno VAR (YAMADA, 2007 *apud* ARAUJO, 2012).

As ligas foram fundidas em cadinho contendo 88 mm de diâmetro. Os resultados foram lingotes com boa homogeneização aparente, ou seja, blocos maciços apresentando única coloração. A camada externa desses produtos, devido à interface com as paredes do cadinho de fusão, apresentava elevada rugosidade. Na Figura 3-20 pode ser percebida com maior detalhe a borda dos produtos fundidos.

As ocorrências descritas para os produtos fundidos foram similares para os refundidos em cadinho com 120 mm de diâmetro. Os produtos apresentaram boa homogeneidade aparente como exibido na Figura 3-21. A limpeza por esmeril das bordas desses lingotes refundidos proporciona melhor qualidade superficial dos produtos que serão forjados. As ligas com menores quantidades de carbono refundidas apresentaram superfície mais plana que as com 0,45% de carbono.



Figura 3-20: Produtos fundidos VAR (AUTOR).



Figura 3-21: Produtos refundidos em VAR (AUTOR).

3.5 TRATAMENTO TERMOMECÂNICO

O processamento termomecânico tem como finalidade reduzir a espessura das chapas e proporcionar propriedades e microestrutura propícias a aplicação das chapas. Para materiais que serão utilizados em conformação mecânica, são desejadas forte textura cristalográfica em fibras favoráveis, precipitados não aglomerados em pequenas regiões e composição química homogênea ao longo da chapa, dentre outros requisitos. Para este trabalho foram realizados os processos de forjamento, com a finalidade de transformar os blocos refundidos em chapas planas, e laminações a quente e a frio, reduzindo a espessura das amostras. É importante lembrar que a decapagem (tópico 3.6) foi realizada entre todos os procedimentos termomecânicos, incluindo após a laminação a frio.

3.5.1 FORJAMENTO A QUENTE

O forjamento em amostras fundidas e refundidas tem três objetivos principais. O procedimento é importante para transformar o bloco cilíndrico em chapas, facilitando posterior processamento, homogeneizar a composição química das chapas, e quebrar a estrutura bruta de fusão.

As ligas refundidas foram forjadas na empresa ForjaRio, na cidade do Rio de Janeiro, sendo deformadas 90% – medida entre a relação da área da superfície plana do cilindro e a da chapa forjada. O forjamento foi realizado entre 900 e 1200 °C pelo método de martelamento, no qual há uma movimentação constante de um martelo sobre o material, que é controlado manualmente por um operador. Na Figura 3-22 é possível observar, da esquerda para a direita, a transformação do cilindro em chapa em função da deformação mecânica.



Figura 3-22: Processo de forjamento na empresa ForjaRio, Rio de Janeiro, demonstrando o prolongamento da chapa como consequência da deformação mecânica (AUTOR).

Como resultado do forjamento as ligas foram transformadas em chapas, mostradas na Figura 3-23. Os produtos apresentavam cerca de 20 mm de espessura, largura oscilando entre 66 e 95 mm e comprimento variando de 600 a 750 mm. As chapas foram decapadas para serem laminadas a quente.



Figura 3-23: Ligas forjadas (AUTOR).

3.5.2 LAMINAÇÃO A QUENTE

As laminações a quente foram realizadas no Laboratório de Processamento Mecânico do IME. As amostras foram aquecidas em um forno tipo mufla até 900 °C com taxa de 11 °C/min e reaquecidas a cada 2 passes de laminação. Esse procedimento foi necessário para garantir que toda a laminação a quente ocorresse na mesma temperatura (Figura 3-24).

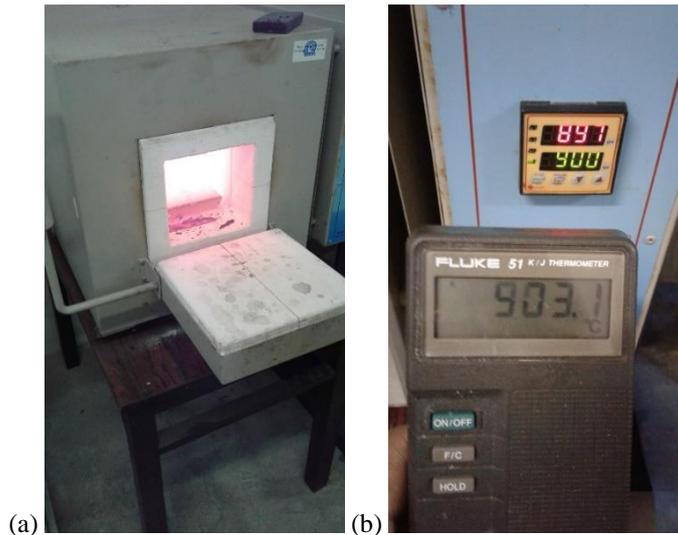


Figura 3-24: (a) Forno utilizado para a laminação a quente e (b) um termopar aferindo a temperatura do processamento (AUTOR).

O laminador utilizado foi um FENN MFG Co., modelo D-51710 de 1973, com dois cilindros de 133,70 mm de diâmetro (Figura 3-25). Foram utilizadas rotação direta e reversível para otimizar o processo de laminação e ocasionar menor perda térmica nas chapas. O processo foi realizado em até 10 passes, com 15% de deformação entre passes totalizando 80% de redução.

Os parâmetros da laminação a quente foram calculados a partir das equações descritos no tópico 2.5.3, que consideram o diâmetro dos cilindros de trabalho utilizados, e estão expostos na Tabela 3-3. Uma vez que os cilindros percorrem suas rotações em 2,34 s, a velocidade de deformação foi de 179,5 mm/s. A média do Parâmetro Δ em $1,05 \pm 0,26$ não permite definir sobre a heterogeneidade da deformação. A taxa de deformação foi de $19,30 \pm 4,47 \text{ s}^{-1}$.

As chapas laminadas a quente apresentavam 4 mm de espessura em média e foram cortadas para a confecção de posteriores amostras. Todas as amostras foram também decapadas para estarem prontas para a laminação a frio (Figura 3-26).



Figura 3-25: Laminador FENN MFG Co., modelo D-51710 : 1973. Laboratório de Processamento Mecânico, IME (AUTOR).

Tabela 3-3: Parâmetros da laminação a quente.

#	Espessura (mm)	% passe	% acumulada	ϵ_f	ϵ_{ef}	Parâmetro Δ	L	Taxa deformação (s^{-1})
i	20,00							
1	17,65	11,75%	11,75%	0,14	0,14	1,50	12,53	14,32
2	15,85	10,20%	20,75%	0,12	0,24	1,53	10,97	16,36
3	14,15	10,73%	29,25%	0,13	0,34	1,41	10,66	16,84
4	12,09	14,56%	39,55%	0,18	0,46	1,12	11,74	15,30
5	10,49	13,23%	47,55%	0,16	0,55	1,09	10,34	17,36
6	7,98	23,93%	60,10%	0,32	0,69	0,71	12,95	13,86
7	7,37	7,64%	63,15%	0,09	0,73	1,20	6,39	28,11
8	5,21	29,31%	73,95%	0,40	0,85	0,52	12,02	14,94
9	4,45	14,59%	77,75%	0,18	0,90	0,68	7,13	25,18
10	3,94	11,46%	80,30%	0,14	0,93	0,72	5,84	30,74
						1,05 ± 0,26		19,30 ± 4,47

ϵ_f Deformação efetiva verdadeira, ϵ_{ef} Deformação efetiva de engenharia, L Arco de contato entre o cilindro e a chapa, Fonte: Autor.

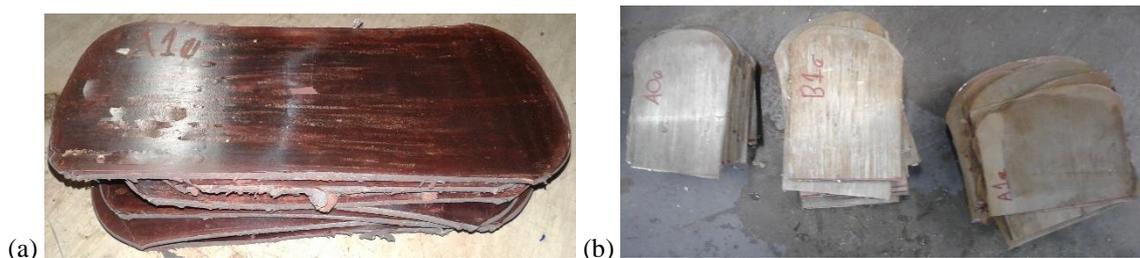


Figura 3-26: (a) Chapas laminadas a quente e (b) decapadas e cortadas (AUTOR).

3.5.3 LAMINAÇÃO A FRIO

As etapas de laminação a frio foram realizadas no Laboratório de Laminação do PEMM/COPPE/URFJ. Similar ao laminador do IME utilizado na laminação a quente, também é da marca FENN, mas possui um sistema de manivela com contador mecânico que facilita na leitura da distância entre os cilindros utilizados na laminação. O laminador está exposto na Figura 3-27, mas o painel automatizado instalado não está em funcionamento.



Figura 3-27: Laminador FENN do PEMM/COPPE/URFJ (AUTOR).

A laminação foi realizada em até 12 passes nos quais os materiais foram deformados três vezes em cada passe (11% de redução média), formando produtos com 1 mm de espessura e totalizando 75% de deformação.

A laminação a frio foi executada segundo os parâmetros apresentados na Tabela 3-4, com a mesma velocidade de deformação que a laminação a quente, em torno de 179,5 mm/s. A

média do Parâmetro Δ em $0,54 \pm 0,11$ indica que a deformação foi homogênea, sendo realizada com taxa de deformação de $55,61 \pm 17,49 \text{ s}^{-1}$.

Tabela 3-4: Parâmetros da laminação a frio.

#	Espessura (mm)	% passe	% acumulada	ϵ_f	ϵ_{ef}	Parâmetro Δ	L	Taxa deformação (s^{-1})
i	3,94							
1	3,56	9,64%	9,64%	0,12	0,11	0,744	5,040	35,614
2	3,30	7,30%	16,24%	0,09	0,19	0,823	4,169	43,055
3	3,05	7,58%	22,59%	0,09	0,26	0,777	4,088	43,908
4	2,54	16,72%	35,53%	0,21	0,41	0,479	5,839	30,742
5	1,98	22,05%	49,75%	0,29	0,57	0,369	6,118	29,337
6	1,68	15,15%	57,36%	0,19	0,66	0,409	4,478	40,082
7	1,47	12,50%	62,69%	0,15	0,72	0,420	3,747	47,908
8	1,32	10,20%	66,50%	0,12	0,77	0,441	3,167	56,685
9	1,19	9,85%	69,80%	0,12	0,81	0,426	2,948	60,890
10	1,09	8,40%	72,34%	0,10	0,84	0,441	2,586	69,425
11	1,02	6,42%	74,11%	0,08	0,86	0,488	2,163	82,979
12	0,99	2,94%	74,87%	0,03	0,86	0,710	1,416	126,752
						$0,54 \pm 0,11$	$55,61 \pm 17,49$	

ϵ_f Deformação efetiva verdadeira, ϵ_{ef} Deformação efetiva de engenharia, L Arco de contato entre o cilindro e a chapa, Fonte: Autor.

As chapas laminadas a frio estão representadas através da Figura 3-28 e foram então decapadas para posteriores tratamentos térmicos.



Figura 3-28: Chapas laminadas a frio (AUTOR).

3.6 DECAPAGEM

O processo de decapagem é um ataque ácido que tem a função de remover uma camada de óxido da superfície do material. Para este trabalho, esse processo se fez necessário sempre

que um processamento termomecânico for realizado – ou seja, após o forjamento, após a laminação a quente e após a laminação a frio – devido à capacidade desses processos de deformação auxiliarem na deposição de óxidos na superfície do material e objetivando manter a qualidade da superfície das chapas, bem como a composição química. Essas camadas óxidas também alteram propriedades como resistência mecânica e textura cristalográfica.

A decapagem foi realizada com solução composta de 20% HCl + 5% HF + H₂O aquecida a 100 °C, com tempo de ataque de 5 minutos em cada superfície das amostras (Figura 3-29). Após o ataque químico, os materiais foram esfregados com detergente e esponja, lavados com água corrente e secados com papel.



Figura 3-29: A decapagem é realizada para remover a cama de óxido da superfície do material. O processo é um ataque ácido, que pode ser aquecido para intensificar o ataque (AUTOR).

3.7 TRATAMENTOS TÉRMICOS

As amostras laminadas a frio foram tratadas termicamente de diferentes formas a fim de se determinar quais parâmetros resultam em condições mais propícias às aplicações desses materiais.

Para este trabalho o recozimento intercrítico foi realizado a 900 °C durante 300 s para todos os tratamentos térmicos, sendo que a transformação bainítica foi realizada a 400 °C. As temperaturas foram escolhidas com base na quantidade de austenita retida formada. As fases esperadas no material ao final do processo são austenita retida γ_R , martensita α' , ferrita alotriomorfa α , ferrita- δ e bainita α_b . Assim, os tratamentos térmicos realizados estão sintetizados esquematicamente na Figura 3-30. Para cada liga confeccionada foi selecionada uma chapa para cada tratamento térmico, totalizando 16 chapas tratadas.

Os tratamentos térmicos foram realizados na empresa TemperAço, situada na cidade do Rio de Janeiro. Para o tratamento de austêmpera se faz necessário a presença de dois fornos próximos, estando um na temperatura intercrítica e o outro na temperatura de encharque. Os

procedimentos foram realizados em fornos de indução, como o demonstrado na Figura 3-31, que possuem sensores que permitem o controle computadorizado da temperatura.

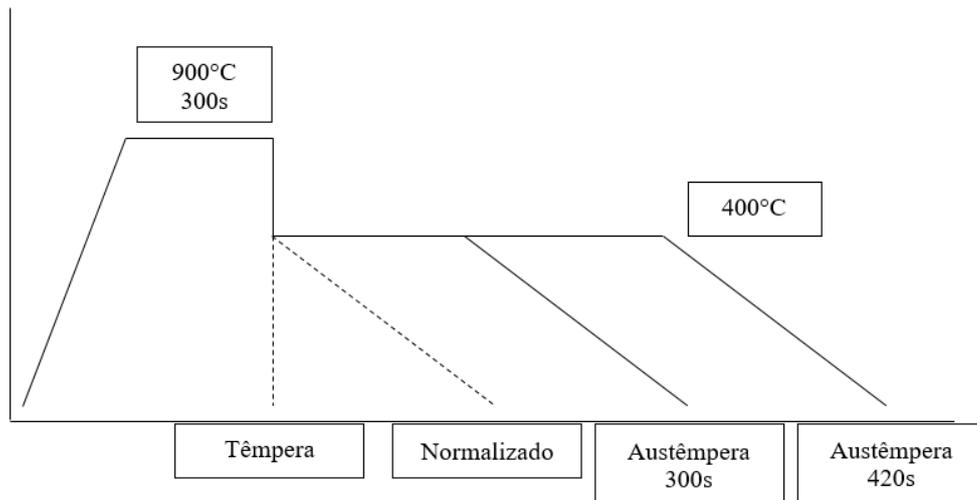


Figura 3-30: Esquema de tratamento térmico realizado nas amostras (AUTOR).

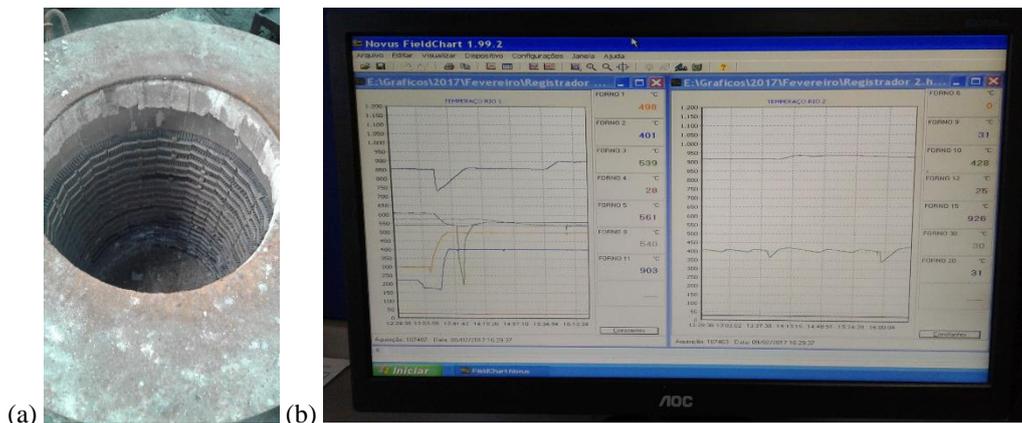


Figura 3-31: (a) Forno de indução utilizado no tratamento térmico com destaque para os (b) sensores computadorizados, TemperAço (AUTOR).

As amostras foram agrupadas em feixes. Algumas chapas foram amarradas (Figura 3-32a) e outras perfuradas e transpassadas com arame (Figura 3-32b). O feixe era composto por uma chapa de cada liga, sendo, então, o tratamento térmico ocorrido de forma igualitária em todas as amostras

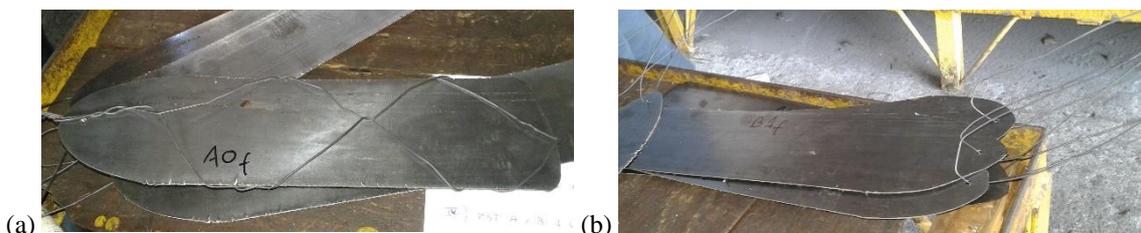


Figura 3-32: Amostras amarradas (a) e transpassadas (b) com arame para montagem do feixe de amostras para tratamento térmico em forno de indução com sais de banho (AUTOR).

Para evitar choque térmico nas chapas durante o tratamento térmico, as chapas foram primeiramente aquecidas a 200 °C durante 10 minutos, como demonstra a Figura 3-33a, e tratadas em fornos contendo sais de banho da empresa TECFAR. Foram utilizados os sais neutros de banho modelo 140, composto por nitritos e nitratos de sódio e potássio, para encharque de austêmpera a 400 °C e 660, mistura de cloretos de sódio e potássio, para a temperatura intercrítica de 900 °C (Figura 3-33b).

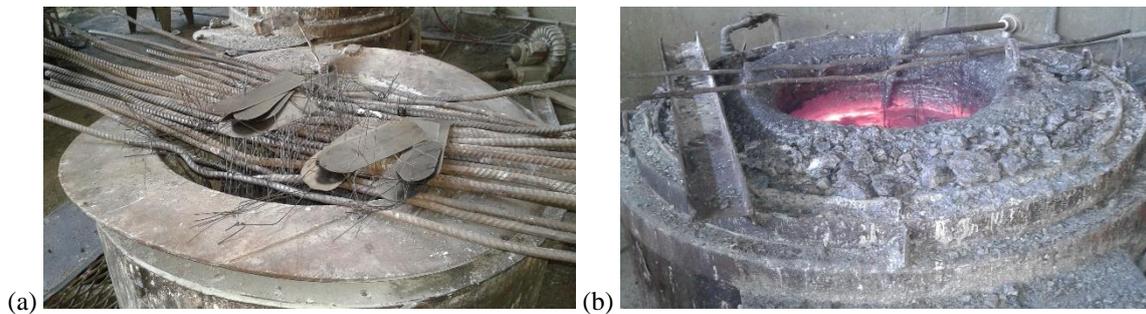


Figura 3-33: Fornos utilizados nos tratamentos térmicos (AUTOR).

Todas as chapas foram aquecidas até a temperatura intercrítica de 900 °C. As amostras temperadas (nomeadas *h*), foram resfriadas em água, enquanto as normalizadas foram resfriadas ao ar (etapa *g*). Essas amostras são apresentadas na Figura 3-34a e como decapadas na Figura 3-34b. As amostras austemperadas foram tratadas a 400 °C por 300 e 420 segundos e também resfriadas ao ar.



Figura 3-34: (a) Amostras tratadas termicamente e (b) decapadas (AUTOR).

3.8 NOMENCLATURA DAS AMOSTRAS

As amostras foram nomeadas levando em consideração a quantidade de carbono, a fração de nióbio e a etapa de processamento. A quantidade de carbono é representada pelas letras *B* e *A*, significando “Baixo” e “Alto” carbono (na verdade médio carbono), ou seja, 0,20%C e

0,45%C. A fração de nióbio é determinada por *0* e *1*, sendo *0* amostra sem nióbio e *1* liga com 0,6% Nb. A Figura 3-35 ilustra o esquema de nomenclatura das mesmas.

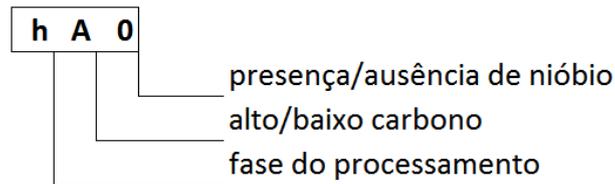


Figura 3-35: Esquema de nomenclatura das amostras (AUTOR).

A nomenclatura das chapas se inicia com a fase do processamento sofrida pelo material, que são:

- b Fusão das ligas em VAR.
- c Refusão das ligas em VAR.
- d Forjamento, 90% de deformação.
- e Laminação a quente, 80% de deformação.
- f Laminação a frio, 75% de deformação.
- g Normalização a 900 °C com resfriamento ao ar.
- h Têmpera a 900 °C com resfriamento em água.
- j Austêmpera a 400 °C durante 300 s (5 min).
- k Austêmpera a 400 °C durante 420 s (7 min).

3.9 ANÁLISES

As amostras foram confeccionadas para ensaios de composição química por espectroscopia ótica, densidade por picnometria, difração de raios-X e textura cristalográfica (DRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV), microdureza Vickers (HV), ensaio uniaxial de tração e análise do efeito TRIP por ferritoscopia, como descrito através do esquema na Figura 3-36.

Composição química	• Amostras forjadas.
Densidade por picnometria	• Amostras laminadas a quente.
Difração de raios-X e Textura cristalográfica	• Amostras laminadas e tratadas termicamente.
Microscopia eletrônica de varredura	• Amostras forjadas e tratadas termicamente.
Microdureza Vickers	• Amostras tratadas termicamente.
Ensaio uniaxial de tração	• Amostras laminadas a frio e tratadas termicamente.
Ferritoscopia	• Amostras tratadas termicamente.

Figura 3-36: Matriz dos ensaios executados em função das amostras (AUTOR).

3.9.1 CONFECÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

A preparação de amostras para espectroscopia ótica demanda apenas um lixamento para retirada de óxidos superficiais. Essas amostras foram lixadas por lixas d'água com granulometria 120#, através de politriz no Centro Tecnológico do Exército (CTEx).

Já as chapas para microscopia eletrônica de varredura e microdureza Vickers foram lixadas com granulometrias de 80, 180, 240, 360, 600, 800 e 1200#, seguindo com polimento químico a 3 a 1 μm com pasta de diamante. Para revelação da microestrutura dessas amostras, foram realizados ataques químicos com Nital 5% (5% de ácido nítrico em álcool etílico) durante 15 segundos (Figura 3-37). Esses procedimentos foram realizados no CEFET/Timóteo-MG.



Figura 3-37: Amostras para MEV tratadas com Nital 5% durante 15 segundos (AUTOR).

As chapas para análise de difração de raios-X e textura cristalográfica foram lixadas até a meia espessura por lixas com granulometrias 80, 180, 240, 360 e 600#, seguindo com um polimento químico de solução 5% HF + H₂O₂ durante 30 segundos, no IME. Para facilitar a inserção das amostras no equipamento de ensaio, as chapas não foram embutidas, mas coladas na resina de embutimento através de uma fita automotiva dupla face (Figura 3-38).



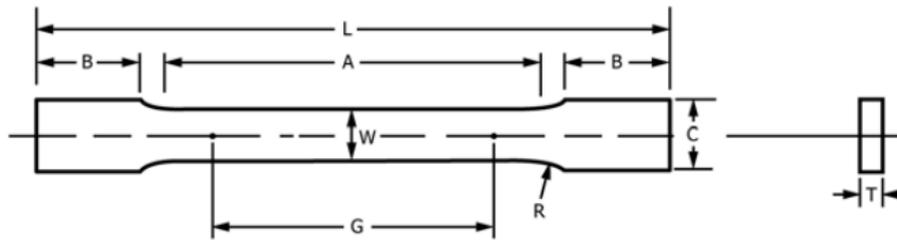
Figura 3-38: Amostras coladas na resina de embutimento para preparação metalográfica (AUTOR).

Para o ensaio de picnometria, os blocos laminados a quente foram segmentados em tiras a fim de se preencher o cadinho de ensaio. Os cortes foram realizados através de uma cortadora metalográfica na Unifei/Itabira-MG. Os retalhos estão exibidos na Figura 3-39, sendo retirado material suficiente para cobrir 2/3 do volume do cadinho.



Figura 3-39: Retalhos de amostra para ensaio de picnometria (AUTOR).

Os corpos de prova para ensaio de tração foram confeccionados pela empresa Ramac, na cidade de Timóteo/MG, seguindo as dimensões estabelecidas pela norma técnica ASTM E8/E8M:2015 para dimensões reduzidas, descritas na Figura 3-40. Foram usinados 5 corpos de prova por fresa em uma CNC das amostras de cada liga laminadas a frio e das tratadas termicamente. Os resultados estão expostos na Figura 3-41.



	Dimensões (mm)
Comprimento útil (G)	25
Largura útil (W)	6
Espessura (T)	Espessura do material
Raio de adoçamento (R)	6
Comprimento total (L)	100
Comprimento da seção reduzida (A)	32
Comprimento da região paralela (B)	30
Largura da região paralela (C)	10

Figura 3-40: Corpos de prova retangulares para ensaio de tração (ASTM, 2015).



Figura 3-41: Corpos de prova para ensaio de tração usinados por fresa em CNC (AUTOR).

3.9.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

3.9.2.1 ESPECTROMETRIA ÓTICA

A espectrometria ótica também pode ser chamada de espectrofotometria. Segundo Lopes (2007), os equipamentos utilizados são constituídos de fonte, monocromador e detector (Figura 3-42).

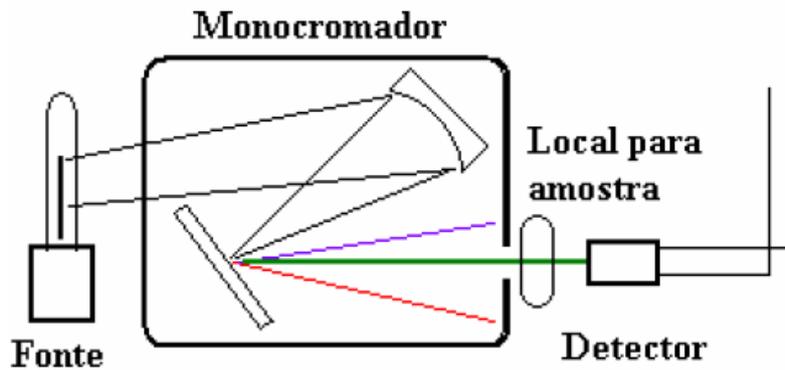


Figura 3-42: Esquema simplificado de um espectrofotômetro (LOPES, 2007).

A técnica de análise de composição química por espectroscopia ótica pode ser utilizada tanto para ligas ferrosas quanto não-ferrosas. O método consiste em se fazer evaporar elementos do material, ou por meio de centelha elétrica ou por aquecimento por plasma, fazendo com que esses elementos se excitam emitindo sinais luminosos característicos.

A luz emitida é analisada ao passar por prismas de alta dispersão, do tipo de Rutherford. Esse detector é formado por dois prismas de dispersão de 30° e um prisma refletor de 90° , que somados equivalem ao poder refratante de um prisma de 60° , ou seja, correspondem ao desvio mínimo de um prisma virtual de 60° (LOPES, 2007).

Neste trabalho as amostras forjadas foram analisadas através do espectrômetro existente no Centro Tecnológico do Exército (CTEx), na cidade do Rio Janeiro. O equipamento está exposto na Figura 3-43.



Figura 3-43: Espectrômetro ótico, Centro Tecnológico do Exército (AUTOR).

3.9.2.2 FLUORESCÊNCIA DE RAIOS-X (XRF)

O método de ensaio de análise química por Fluorescência de Raios-X (*X-Ray Fluorescence, XRF*) consiste em se bombardear a amostra com raios-X de pequeno comprimento de onda e, portanto, elevada energia. Essa radiação tem a capacidade de ionizar os átomos do material, fazendo com que haja transição de banda eletrônica e, como consequência, emissão de fótons característicos das transições e dos elementos presentes no produto. Esses fótons podem ser caracterizados ou por sua energia (*Energy Dispersive X-ray Fluorescence, EDXRF*) ou por seu comprimento de onda (*Wavelength Dispersive X-ray Fluorescence, WDXRF*). Os equipamentos que trabalham com o segundo método apresentam resolução bem mais elevada que os que trabalham com o primeiro (Figura 3-44).

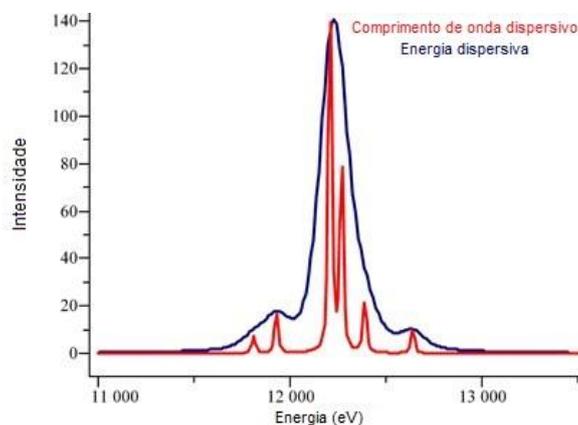


Figura 3-44: Comparação entre EDXRF e WDXRF (HORIBA, 200?).

Teoricamente, os elementos com número atômico acima de 3 (Lítio) poderiam ser detectados, mas na prática somente elementos mais pesados que o Neônio ($Z=10$) são possíveis de serem contabilizados pela análise. Al-Eshaikh e Kadachi (2011) lembram que as vantagens da técnica são que ela não é destrutiva, necessita de uma preparação de amostra bem simples, consistindo somente de polimento mecânico, e é capaz de detectar elementos em partes por milhão (ppm).

Na Companhia de Pesquisa de Recursos Minerais (CPRM) há um equipamento PANalytical WDXRF modelo Axios^{mAX}_{minerals} com anodo de ródio e cristais detectores de elementos variando de flúor a urânio, com exceção do carbono, ilustrado na Figura 3-45. No CBPF há um equipamento similar. Já a Figura 3-46 exibe as dimensões ideais para amostras a serem analisadas em formato, respectivamente, cilíndrico e em chapas. A técnica foi utilizada

para se obter a composição química dos vergalhões cilíndricos de alumínio utilizados na confecção dos eletrodos de fusão (Anexos, página 190).



Figura 3-45: PANalytical Axios^{mAX} minerals, presente no CPRM, equipamento para análise química por fluorescência de raios-X (AUTOR).

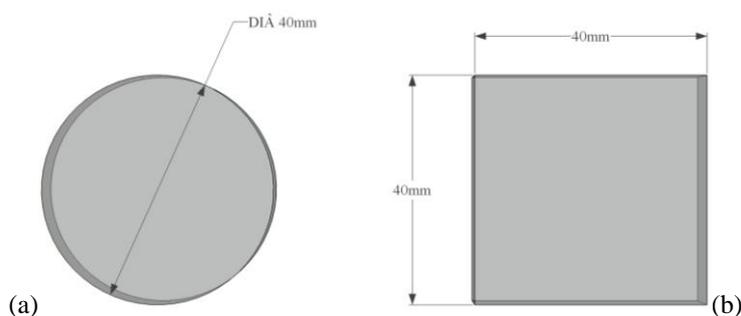


Figura 3-46: Amostras para análise de XRF no CBPF em formato (a) cilíndrico e (b) em chapa (AUTOR).

3.9.3 DENSIDADE POR PICNOMETRIA

O picnômetro é um equipamento que possui uma câmara de controle e uma de amostra, nas quais é inserido gás inerte. Uma vez que os volumes dessas câmaras são conhecidos, através da diferença de pressão registrada em função da inserção da amostra é possível determinar o volume da amostra sólida (v). A partir disso, com uma simples medição da massa (m) da amostra é fácil determinar a densidade (ρ) pela Equação 3-1.

$$\rho = m/v \quad \text{Equação 3-1}$$

Para medição das densidades das ligas confeccionadas, foi utilizado um equipamento multipicnômetro da marca Quantachrome, presente no Laboratório de Análises Químicas da Universidade Federal de Itajubá *campus* Itabira/MG (Unifei/Itabira) e mostrado na Figura 3-47. Os ensaios de picnometria foram realizados nas chapas laminadas a quente.



Figura 3-47: Multipicnômetro da Quantachrome, Unifei *campus* Itabira/MG (AUTOR).

3.9.4 Difração de Raios-X

As difrações de raios-X nas amostras foram realizadas no Difratorômetro de raios-X fabricado pela PANalytical, modelo X'Pert PRO MRD e disponível no Laboratório de Raios-X do IME. Esse equipamento tem a habilidade de movimentar o porta-amostras nos eixos x, y e z; além dos ângulos phi, psi e theta, devido a seu goniômetro modelo PW3050/60 (Theta/2Theta), exibido na Figura 3-48. O aparelho é controlado pelo *software* X'Pert Data Collector versão 2.2j, de 2010. Para medição de composição de fases, o equipamento opera em Foco linha, enquanto para análise de textura cristalográfica é utilizado Foco ponto. A difração foi realizada nas amostras laminadas a frio (*f*) e tratadas termicamente (*g-k*), enquanto a textura cristalográfica foi medida, além dessas amostras, nas amostras forjadas (*d*) e laminadas a quente (*e*).

As configurações aplicadas para ensaio foram as seguintes: raio do feixe incidente de 320,00 mm; tubo de Cobalto (modelo PW3376/00 Co FF) submetido a uma tensão de 45 mA e voltagem de 40 kV; porta-amostras tipo *wafer* (modelo PW3061/22); poli capilar *X-ray lens* modelo PW3146/xx e detector PIXcel (modelo PW3018/00). Como a fonte geradora de raios-X é o cobalto, um filtro de ferro foi utilizado para monocromatizar o feixe.

A análise de fases é realizada mantendo-se a amostra em posição fixa, mas com o detector girando em torno do eixo, formando um ângulo de 2θ com o feixe incidente. Os difratogramas das amostras A0 e A1 são mostrados na Figura 3-49. Esse resultado também

permite a quantificação das fases presentes no material. Após a correta identificação dos picos associados a cada uma das fases presentes na amostra, a fração de fases pode ser calculada a partir da área sob cada pico em relação a área total dos picos difratados (Anexos, página 193).



Figura 3-48: PANalytical X'Pert PRO MRD do Laboratório de Difração de raios-X, IME (AUTOR).

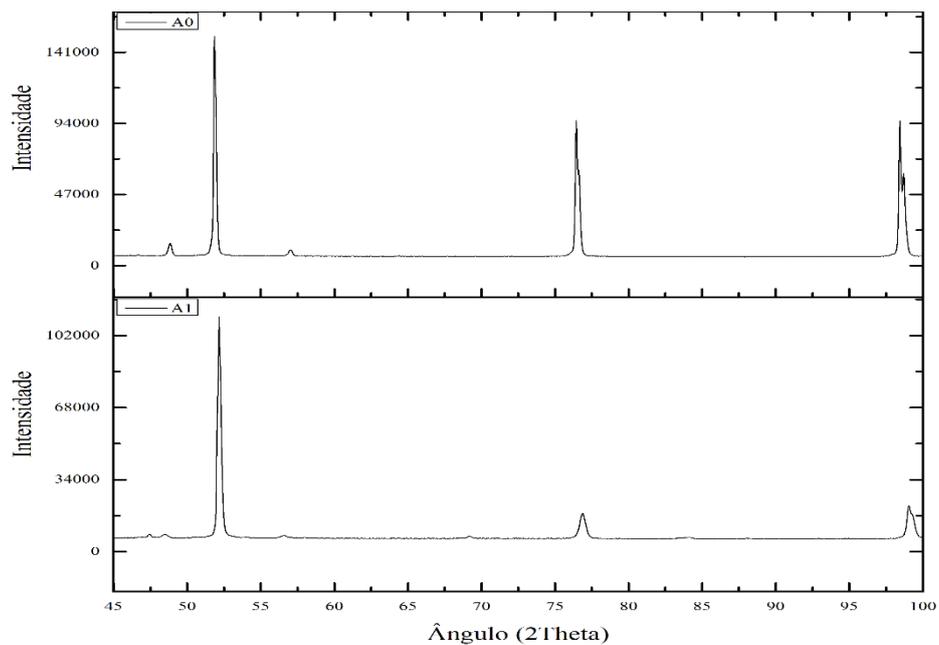


Figura 3-49: *Absolute Scan*: planos de difração obtidos por raios-X, através da Lei de Bragg (AUTOR).

As fases principais a serem analisadas por difração de raios-X são ferrita, austenita, martensita e carbeto de nióbio. Os ângulos 2θ de difração de cada uma dessas fases, obedecendo a Lei de Bragg, e as fichas ICDD utilizadas para indexação desses componentes estão dispostos na Tabela 3-5. Os ângulos difratados nas amostras apresentam desvio em relação aos ângulos descritos nas fichas catalográficas ICDD devido à presença de tensão

residual decorrente do processamento termomecânico. A identificação de fases foi realizada nas amostras forjadas.

Tabela 3-5: Ângulos de difração 2θ das fases analisadas por difração de raios-X.

	2θ experimental	2θ catalogado	Ficha ICDD
Austenita	48,81	50,09	00-052-0513
	56,99	58,53	
	84,89	87,46	
Ferrita	51,84	52,38	00-006-0696
	76,44	77,24	
	98,44	99,71	
Martensita	51,84	52,80	00-044-1289
	76,44	77,89	
	98,44	99,18	
NbC	47,26	45,67	00-030-0033
	69,06	70,42	
	83,34	84,22	

Fonte: Autor.

A textura cristalográfica pode ser representada por figuras de polo, que precisam ser corrigidas após o ensaio, uma vez que há imperfeições experimentais associadas, geralmente com auxílio de algum *software* específico. Na prática do Laboratório de Difração de Raios-X do IME é utilizado o *software* de distribuição gratuita popLA (*preferred orientation package – Los Alamos*), desenvolvido por Kocks, Kallend, Wenk, Rollett e Wright, no *Los Alamos National Laboratory*, Novo México, EUA. A Figura 3-50 mostra o efeito das correções em uma amostra de cobre puro, em que o plano analisado foi o (111).

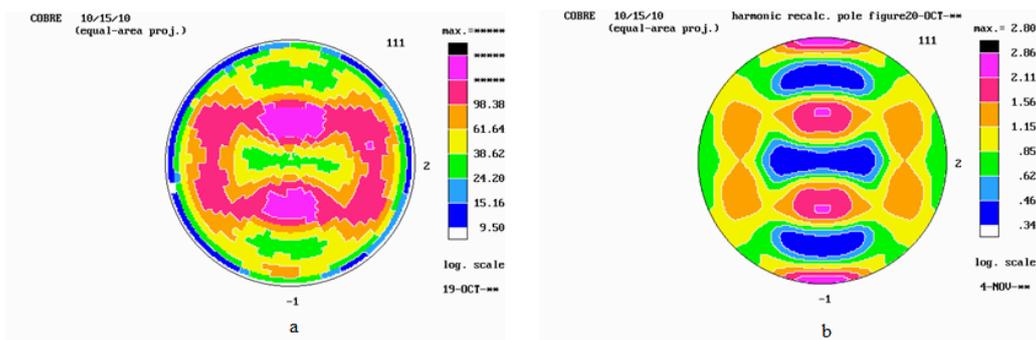


Figura 3-50: Figuras de polo (111) de cobre puro. a) obtida pelo equipamento de ensaio; b) após correções realizadas no *software* popLA (AUTOR).

Os dados gerados pelo equipamento X'Pert PRO MRD são gravados em arquivos com a extensão .xrdml, sendo gerado um arquivo para cada plano de difração analisado, ou seja, três arquivos materiais com células cristalinas cúbicas. Esses são transformados em arquivos com extensão .rw1, entrada do *software Philips Conversion*. Nesse programa, os arquivos .rw1 são

compilados em um novo arquivo, com extensão .rwd, que é então transformado em um novo arquivo com extensão .raw, que é a entrada do popLA. Após correções, esse último arquivo está pronto para ser trabalhado no *preferred orientation package – Los Alamos*.

Outro arquivo de entrada para as análises é o de correção de desfocalização, com extensão .dfb, que é gerado pelo próprio popLA, sendo necessários os ângulos de difração dos planos das amostras (Figura 3-49).

A textura cristalográfica do material também pode ser descrita através da Função de Distribuição de Orientações (FDOC), em que as intensidades dos componentes de textura em função dos ângulos de rotação (Euler) podem ser observadas. Essas Funções podem ser geradas pelo popLA, que as exibe através dos ângulos de Roe – psi (ψ), theta (θ) e phi (φ). A correlação desses ângulos com os Índices de Miller para um material de sistema cúbico pode ser realizada através das Equação 3-2 a Equação 3-7, descritas por Roe (1965).

$$h = -\text{sen}(\theta) \cos(\varphi) \quad \text{Equação 3-2}$$

$$k = \text{sen}(\theta) \text{sen}(\varphi) \quad \text{Equação 3-3}$$

$$l = \cos(\theta) \quad \text{Equação 3-4}$$

$$u = \cos(\psi) \cos(\theta) \cos(\varphi) - \text{sen}(\psi) \text{sen}(\varphi) \quad \text{Equação 3-5}$$

$$v = -\cos(\psi) \cos(\theta) \text{sen}(\varphi) - \text{sen}(\psi) \cos(\varphi) \quad \text{Equação 3-6}$$

$$w = \cos(\psi) \text{sen}(\theta) \quad \text{Equação 3-7}$$

Os sistemas cúbicos são frequentemente representados por Índices de Miller na forma $\{hkl\}\langle uvw \rangle$, sendo que o primeiro grupo (hkl) representa o plano cristalográfico e o segundo grupo (uvw) a direção cristalográfica. No primeiro são utilizados colchetes para família de planos e parêntesis para um plano específico. Para o segundo grupo, os símbolos menor e maior indicam família de direções e chaves indicam uma direção específica. Para aços para estampagem, como os TRIP, é desejável forte textura cristalográfica com componentes pertencentes (ou próximos) à fibra- γ , o que significa θ (theta) em torno de 55° e φ (phi) a 45° na FDOC. Fortes intensidades próximas à fibra- θ são extremamente desfavoráveis à deformação de chapas de aço.

Já as Figura 3-51 e Figura 3-52 podem ser utilizadas para facilitar a indexação visual de alguns notáveis componentes de textura e fibras cristalográficas para phi 0 e 45° , em função dos ângulos de Roe, representando bem texturas encontradas em aços.

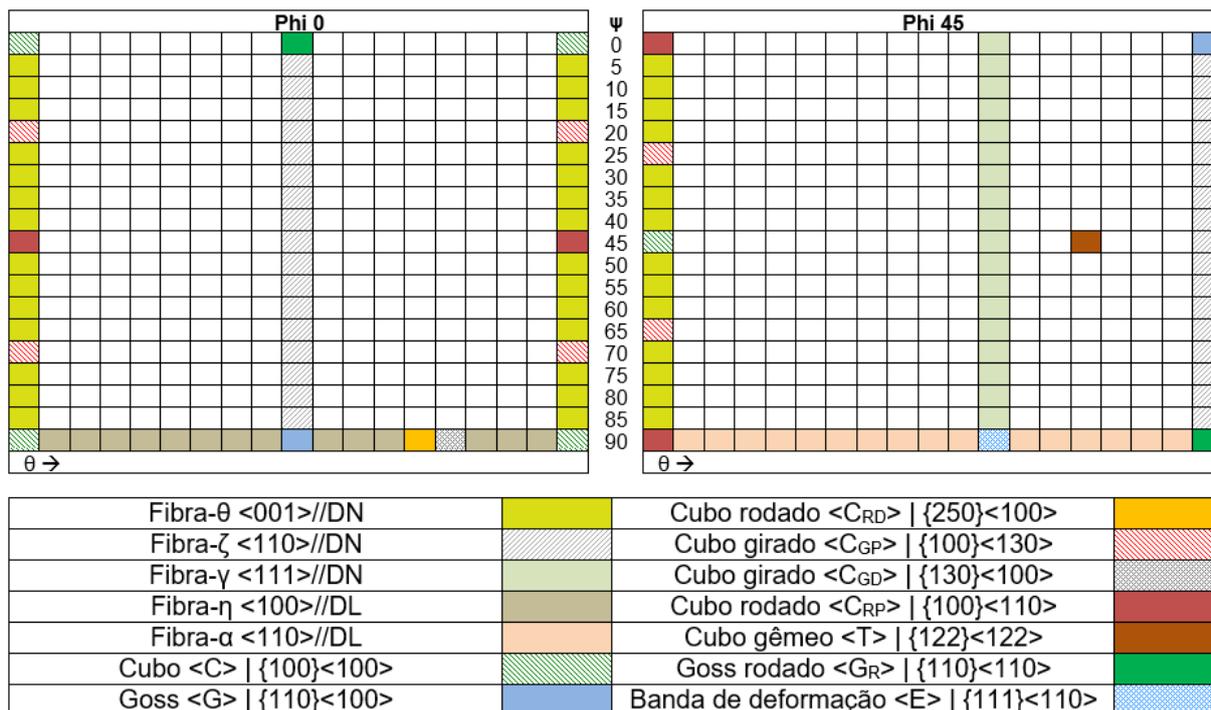


Figura 3-51: Indexação de fibras e componentes cristalográficos para FDOC's com phi 0 e 45°, em função dos ângulos de Roe psi e theta (AUTOR).

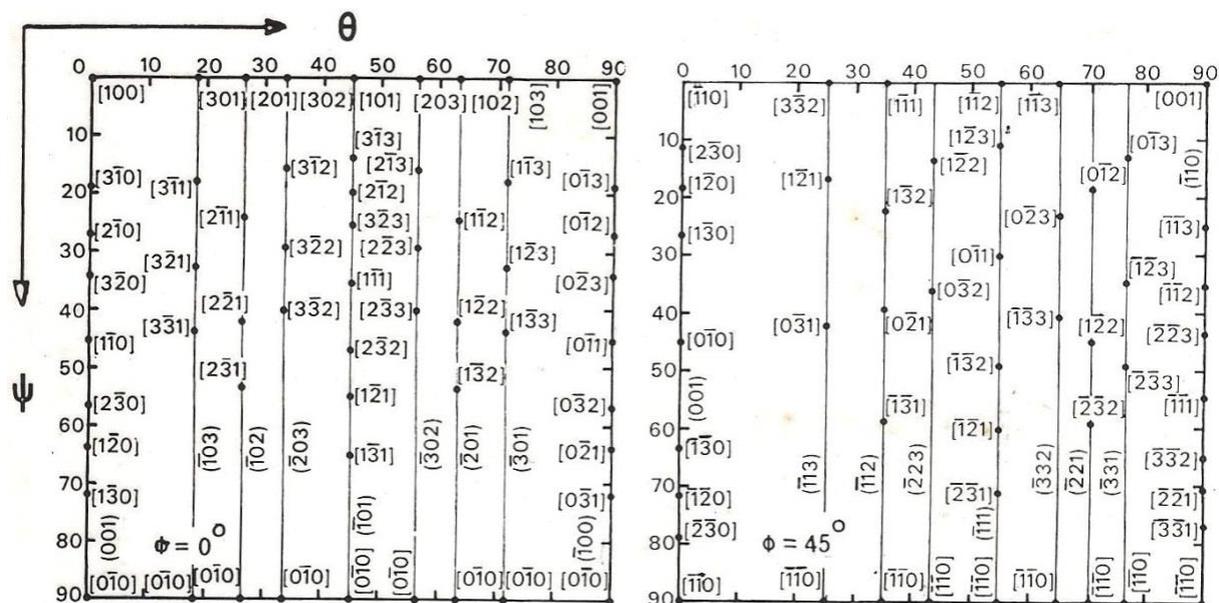


Figura 3-52: Ábacos de indexação para ângulos phi 0 e 45° em função dos ângulos de Roe.

O enriquecimento de carbono pela austenita pode ser percebido através do deslocamento dos picos de austenita em 2θ , em função do processamento, que se dá em função da alteração do parâmetro de rede da fase, ou seja, se o pico é deslocado para menores valores de 2θ é possível concluir que há mais carbono na austenita. Quanto maior a concentração de carbono na austenita, maior o parâmetro de rede da fase, como apontado na Figura 3-53.

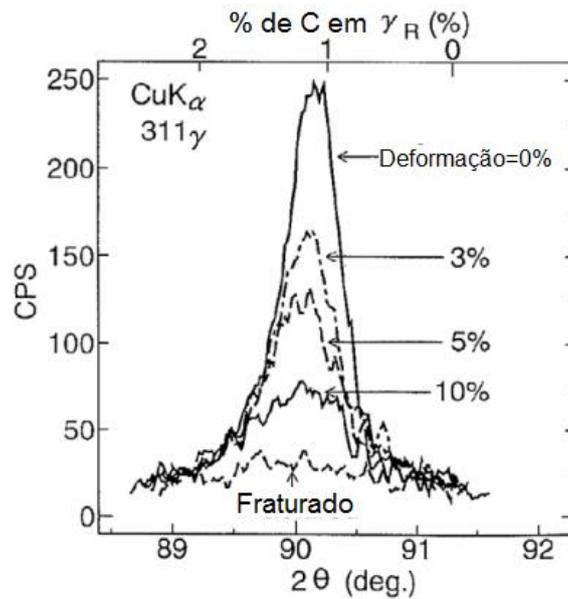


Figura 3-53: Fração de carbono na austenita γ_R em função da deformação (ITAMI *et al.*, 1995 *apud* YI, 2010).

3.9.5 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

A microscopia eletrônica de varredura é uma técnica na qual as imagens são formadas pela interpretação da interação de um feixe de elétrons emitido sobre a amostra. Esse feixe é formado em um canhão de elétrons que pode ser guiado através de bobinas magnéticas, sendo então chamado de “varredura”. A área iluminada é reduzida com o aumento da magnificação, devido ao estreitamento do raio do feixe eletrônico.

As fotomicrografias foram obtidas através de um MEV da TESCAN contendo detector de energia dispersiva (EDS) da Bruker, na Unifei/Itabira. O detector EDS é capaz de medir a relação entre os elementos químicos selecionados em uma limitada região de análise, não atuando, portanto, como método de análise de composição química do material. A Figura 3-54 exibe uma fotografia do equipamento.

Foram observadas as microestruturas das amostras forjadas (*d*) e das tratadas termicamente (*g-k*) e das regiões fraturadas dos corpos de prova do ensaio de uniaxial de tração (fractografia). Foi possível visualizar a precipitação de carbeto de nióbio, bem como a formação de fases austenita, ferrita- δ , ferrita- α , martensita e bainita, além de agulhas de cementita. Para auxiliar na compreensão da topografia apresentada pelas chapas tratadas, o *software* SPIP v. 6.7.0 atuou como ferramenta na elaboração de imagens em três dimensões.

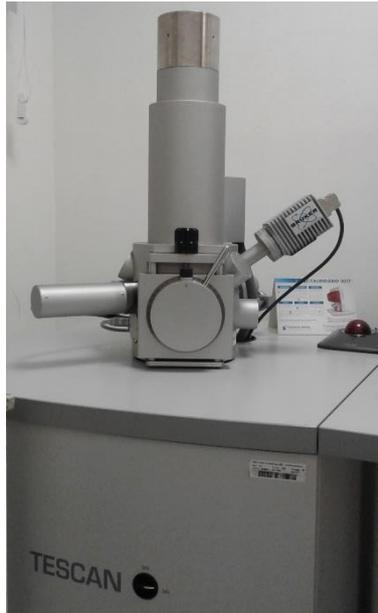


Figura 3-54: Microscópio eletrônico de varredura da empresa TESCAN com detector EDS da Bruker, Unifei/Itabira (AUTOR).

3.9.6 MICRODUREZA VICKERS

O ensaio de dureza consiste, basicamente, em se fazer uma indentação no material e medir as dimensões dessa marcação, calculando então a dureza do produto através de equações específicas. Existem diferentes escalas e ensaios de dureza, sendo que para este trabalho será utilizada microdureza Vickers, que tem indentação em forma de pirâmide de base quadrada invertida, com 100 gf de carga (ASTM E92, 2016).

Juntos, ensaios de dureza e microdureza são capazes de permitir a determinação da composição de fase do material. Para tanto, é necessário realizar o ensaio de dureza em uma área determinada contendo dois constituintes e medir a microdureza de cada um. A dureza do material é composta pela microdureza proporcional de cada constituinte em relação a sua abundância, como descrito na Equação 3-8 (CHATTERJEE *et al.*, 2007), sendo H_b a dureza do material, v e H_1 a fração e a microdureza da fase 1, respectivamente, e H_2 a microdureza da fase 2, para um material bifásico.

$$H_b = vH_1 + (1 - v)H_2 \quad \text{Equação 3-8}$$

Entretanto, devido à espessura das chapas analisadas, somente ensaios de microdureza foram realizados. Os ensaios foram realizados no Centro Federal de Educação Tecnológica

Celso Suckow da Fonseca (CEFET/RJ), na cidade do Rio de Janeiro, através de um microdurômetro Knoop/Vickers da marca Wilson Instruments modelo 402MVD, exibido na Figura 3-55, que possui um dispositivo que calcula a dureza após o usuário determinar visualmente as dimensões da base da pirâmide invertida causada pela indentador. A microdureza foi medida nas amostras tratadas termicamente.



Figura 3-55: Microdurômetro Knoop/Vickers Wilson modelo 402MVD, CEFET/RJ (AUTOR).

3.9.7 ENSAIO UNIAXIAL DE TRAÇÃO

O ensaio de tração para temperatura ambiente é determinado pela ASTM E8/E8M (2015). Para este trabalho, foram confeccionados corpos de prova de dimensões reduzidas. O ensaio é composto por uma máquina de tração uniaxial que deforma a amostra até a ruptura, coletando os dados relativos à deformação em função da carga aplicada. Os ensaios foram realizados em uma máquina universal INSTRON modelo EMIC 23-100 na Unifei/Itabira, exibida na Figura 3-56, com taxa de deformação de 0,2 mm/min. As amostras ensaiadas foram as laminadas a frio (*f*) e as tratadas termicamente (*g*, *h*, *j* e *k*).

Conhecendo-se a carga aplicada na amostra e a área da seção transversal a essa carga é possível calcular a tensão aplicada em cada passo de deformação e exibir esses dados em um gráfico cartesiano deformação *versus* tensão. A partir dessas curvas obtemos os valores de Limite de escoamento (*LE*), Limite de resistência à tração (*LR*) e Alongamento total (*AL*). Esses dados também permitem computar o coeficiente de Lankford (\bar{r}), o coeficiente de encruamento (*n*) e o coeficiente de resistência mecânica (*k*).



Figura 3-56: Máquina universal de tração INSTRON EMIC 23-100, Unifei/Itabira (AUTOR).

Durante a tração há duas possíveis regiões de comportamento do material ensaiado: regime elástico, na qual a deformação do material é zerada na ausência de carga de tração, e regime plástico, onde a deformação é permanente. A ocorrência desses comportamentos no ensaio depende da relação entre a fragilidade a ductilidade do material. Materiais frágeis não apresentam regime plástico. O regime elástico pode se manifestar pelo Módulo de elasticidade (E), através da Equação 3-9, sendo ε a deformação resultante da tensão σ . Quanto menor E , maior a facilidade de deformação da amostra no regime elástico. Entretanto, o Módulo de elasticidade não deve ser calculado a partir do ensaio de tração devido ao grande erro decorrente do processo de medição.

$$\sigma = E/\varepsilon \quad \text{Equação 3-9}$$

É importante frisar que após o Limite de resistência à tração há estricção na área transversal à aplicação da carga no corpo de prova, ocasionando em redução da área útil. Os valores de tensão coletados nessa região devem ser descartados, já que são calculados considerando uma área útil fixa. Mesmo assim, a deformação máxima suportada pelo material (alongamento total) ainda deve ser mensurada, já que a amostra continua sob tensão.

3.9.7.1 COEFICIENTE DE LANKFORD

A estampabilidade de chapas metálicas depende da anisotropia cristalográfica do material, que pode ser calculada ou por difração de raios-X (tópico 3.9.4) ou por ensaio mecânico de tração (PADILHA, 2001). No segundo caso, é calculado o coeficiente de anisotropia (r) para uma direção, como descrito na Equação 3-10, sendo l_i e l_f , respectivamente, as larguras inicial e final e e_i e e_f , respectivamente, as espessuras inicial e final da chapa, como prescrito pela ASTM E517 (2000).

$$r = \frac{\ln(l_i/l_f)}{\ln(e_i/e_f)} \quad \text{Equação 3-10}$$

Entretanto, a estampabilidade depende da análise da variação de r em todas as direções do material, sendo necessário então calcular a média entre os coeficientes de anisotropia. Essa média é chamada coeficiente de Lankford (ou anisotropia plástica normal) (\bar{r}) e é calculada de acordo com a Equação 3-11, em que os índices subscritos representam os ângulos de retirada dos corpos de prova em relação à direção de laminação.

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad \text{Equação 3-11}$$

Mishra e Därmann (1982) sugerem que \bar{r} igual a 1 indica um material isotrópico, enquanto $\bar{r} > 1$ significa que a resistência ao escoamento na superfície é menor que ao longo da espessura e $\bar{r} < 1$ assinala o contrário. Já Hoile (2000) relata que o ideal é que \bar{r} seja maior que 1,8 para aços destinados a estampagem profunda.

O fenômeno de orelhamento, ilustrado na Figura 3-57, pode ocorrer se os valores de r divergirem muito em função da direção, sendo essa condição conhecida como anisotropia planar (Δr) e descrita por meio da Equação 3-12.



Figura 3-57: Orelhamento após conformação de amostra metálica (HOILE, 2000).

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad \text{Equação 3-12}$$

É importante analisar a correlação entre o coeficiente de anisotropia plástica normal (\bar{r}) e o coeficiente de anisotropia planar (Δr) com a Energia de Anisotropia (Ea), pois estudos de textura cristalográfica poderiam simplificar e evitar ensaios de tração, que são mais demorados e dispendiosos, além de destrutivos. Os valores de coeficiente de Lankford também podem ser obtidos a partir dos dados de textura cristalográfica das amostras com o auxílio do *software* popLA, o mesmo utilizado para o tratamento dos dados de textura cristalográfica, sendo esse o método utilizado neste trabalho (Anexos, página 196).

3.9.7.2 COEFICIENTES DE ENCRUAMENTO n E DE RESISTÊNCIA MECÂNICA K

Encruamento é o fenômeno no qual a deformação mecânica é capaz de provocar endurecimento e aumento de resistência no material, uma vez que há aumento da densidade de discordâncias, com conseqüente redução da mobilidade dessas discordâncias, sendo necessária então uma maior carga para deformar a amostra.

O coeficiente de encruamento n pode ser calculado entre o Limite de escoamento (LE) e o Limite de resistência à tração (LR) – uma vez que o material não está mais propenso a uma recuperação elástica e não há estricção da área transversal da amostra – através da equação de Hollomon (Equação 3-13), na qual K é uma constante que depende do material, mas pode ser calculada a partir dos dados experimentais, chamada coeficiente de resistência mecânica. Essa equação leva em consideração tensão e deformação reais, que precisam ser previamente calculadas.

$$\sigma_R = K \cdot \varepsilon_R^n \quad \text{Equação 3-13}$$

A partir dos dados de deformação de engenharia (ε) e tensão de engenharia (σ) é possível calcular deformação real (ε_R) e tensão real (σ_R), conforme Equação 3-14 e Equação 3-15.

$$\sigma_R = \sigma \cdot (1 + \varepsilon) \quad \text{Equação 3-14}$$

$$\varepsilon_R = \ln(1 + \varepsilon) \quad \text{Equação 3-15}$$

O coeficiente de encruamento n é o coeficiente angular da equação linear exposta na Equação 3-16, transformação logarítmica da Equação 3-13 e que também possibilita calcular o coeficiente de resistência mecânica K .

$$\log(\sigma_R) = n \cdot \log(\varepsilon_R) + \log(K) \quad \text{Equação 3-16}$$

De forma similar aos cálculos para as equações de Hollomon, os coeficientes de encruamento n e de resistência mecânica K podem ser calculados considerando a tensão de escoamento (σ_0), através da equação de Ludwik (Equação 3-17), ou considerando alguma deformação inicial (ε_0), por meio da equação de Swift (Equação 3-18).

$$\sigma_R = \sigma_0 + K \cdot \varepsilon_R^n \quad \text{Equação 3-17}$$

$$\sigma_R = K \cdot (\varepsilon_R + \varepsilon_0)^n \quad \text{Equação 3-18}$$

3.9.7.3 ANÁLISE ESTATÍSTICA DE WEIBULL

Em casos em que há possibilidade de grande variação nos resultados encontrados para o mesmo grupo amostral, a análise estatística de Weibull pode se apresentar como uma ferramenta atraente. Ela tem a capacidade de analisar a correlação entre os dados e expressá-la através de um coeficiente denominado Módulo de Weibull (β), que determina o inverso da largura da curva de probabilidade Weibull e é maior quanto maior for a correlação entre os resultados analisados (curvas mais estreitas). Já a Unidade característica de Weibull (θ) pode ser entendida como um valor de média, que utiliza os pontos de corte da curva de distribuição em 63,2% e 46,8%. Em outras palavras, o resultado da propriedade analisada pode ser considerado como o valor de θ com 63,2% de certeza. Neste trabalho, a análise de Weibull foi realizada através do *software Weibull Analysis*. Maiores informações sobre o método podem ser encontradas no trabalho de Abernethy *et al.* (1983).

Sendo x o valor obtido experimentalmente, a função cumulativa de Weibull pode ser obtida através da Equação 3-19.

$$F(x) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{x}{\theta} \right)^\beta \right] \quad \text{Equação 3-19}$$

O rearranjo da Equação 3-19 em formato logarítmico leva a Equação 3-20, que descreve uma reta cujo coeficiente angular é β e o coeficiente linear é $\beta \ln(\theta)$. Assim, é possível calcular os parâmetros utilizados na análise (ABERNETHY *et al.*, 1983).

$$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1 - F(x)} \right) \right] = \beta \ln(x) - [\beta \ln(\theta)] \quad \text{Equação 3-20}$$

Os resultados comparativos de β podem ser expostos através de gráficos de função de probabilidade de densidade Weibull, como ilustrado na Figura 3-58, que permitem entender a variação dos dados a partir da análise visual das curvas.

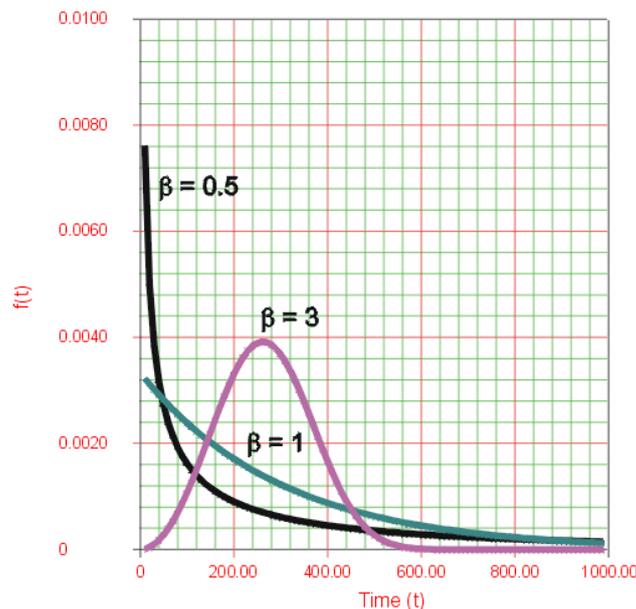


Figura 3-58: Efeito do Módulo de Weibull (β) na função de probabilidade de densidade (WEIBULL, 1992).

3.9.8 PARÂMETRO B

A variação média na textura cristalográfica de um material pode ser medida pelo método de Energia de Anisotropia (Ea), que calcula o desvio entre as orientações presentes em relação a uma orientação preferencial. Cunha e Luna (2000) desenvolveram esse método estudando chapas de aço elétrico, em que a orientação preferencial é a fibra- θ . Ea apresentou alta correlação com resultados de permeabilidade magnética em chapas de aço elétrico GNO, como medido por Botelho (2012). Como a orientação preferencial para aços para estampagem é $\{111\}\langle uvw \rangle$, fibra- γ , é possível analisar a Energia de Anisotropia para aços TRIP de forma

invertida da análise estabelecida, ou seja, se para aços GNO é desejável uma menor Energia de Anisotropia, para aços TRIP serão almejados altos valores de Ea .

A partir dessa consideração, Santos *et al.* (2016) estabeleceu o Parâmetro B, que considera o ângulo entre a direção de escoamento e a direção da família <111> mais próxima ao cristal ($B_{\alpha}(g)$), sendo essa a direção de mais fácil deslizamento para materiais ferríticos, como ilustrado através da Figura 3-59. Dessa forma, valores mais baixos de Parâmetro B indicam melhor estampabilidade das amostras.

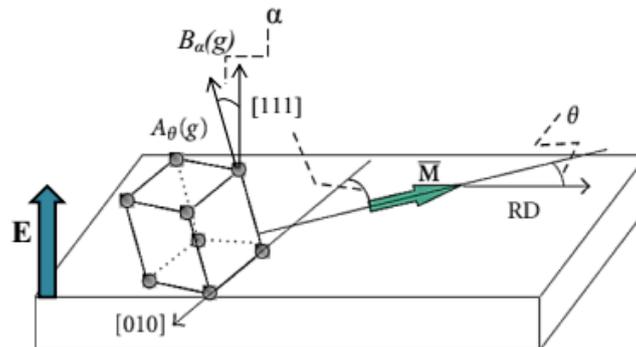


Figura 3-59: Definição do Parâmetro B_{α} : ângulo mínimo entre o vetor de direção de escoamento E e a direção 111 do cristal mais próxima (SANTOS *et al.*, 2016).

O cálculo de B é realizado a partir dos resultados de textura cristalográfica, utilizando os arquivos de função de distribuição de orientações do popLA (arquivo .chd). Os valores de Parâmetro B podem ser relacionados com os resultados de coeficiente de Lankford (ou coeficiente de anisotropia normal) \bar{r} , sendo esperado menores valores de B para maiores \bar{r} . O valor médio de B é calculado a partir da Equação 3-21, que considera o ângulo de retirada da amostra com relação à direção de laminação.

$$B = \frac{B_0 + 2 \cdot B_{45} + B_{90}}{4} \quad \text{Equação 3-21}$$

3.9.9 FERRITOSCOPIA

O princípio de funcionamento da técnica de ferritoscopia é gerar um campo magnético por meio de uma resistência e medir a interação do mesmo com os componentes magnéticos da amostra analisada. Tavares (2008) informa que, para aços inoxidáveis austeníticos, as quantidades de ferrita, martensita e demais fases magnéticas são medidas pela variação de

voltagem entre os campos magnéticos. O mecanismo de operação do instrumento foi esquematizado e está exposto por meio da Figura 3-60.

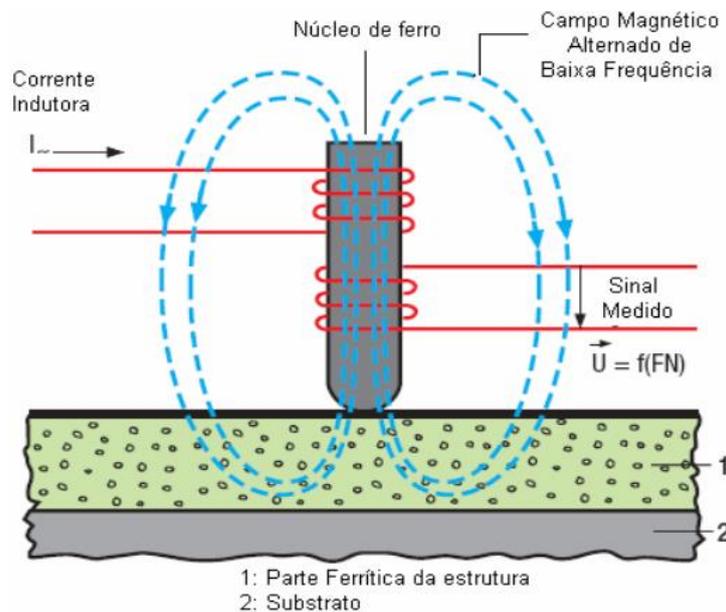


Figura 3-60: Princípio de funcionamento do ferritoscópio (SILVA, 2011).

O ensaio de ferritoscopia foi realizado com o objetivo de se analisar a ocorrência de efeito TRIP nas chapas produzidas, que pode ser caracterizado pelo aumento da fração de martensita em decorrência da deformação, oriunda de austenita retida. Entretanto, Helmut Fischer (2015) escreve que a técnica pode ser utilizada para se verificar a presença de ferrita- δ em aço inoxidável austenítico, já que todas as fases magnéticas são detectadas.

Esse ensaio foi realizado na Universidade Federal Fluminense (UFF) campus Volta Redonda (Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda – EEIMVR), através de um ferritoscópio FISCHER FMP30 de sonda manual, cuja sensibilidade de detecção da fase ferromagnética varia de 0,1 a 80%. Foram efetuadas medições a cada 10 mm nas amostras antes e após a deformação por tração (corpo de prova de tração de tamanho reduzido), sendo realizados ensaios nas amostras tratadas termicamente: normalizada (g), temperada (h) e austemperadas durante 5 (j) e 7 minutos (k). O instrumento, mostrado através da Figura 3-61, foi calibrado com padrões de ferrita previamente às medidas nas amostras.

A medição do caráter magnético é influenciada por fatores das amostras como a espessura, a distância entre a medição e a borda, o relevo e a curvatura. Os dados experimentais obtidos precisam ser corrigidos, uma vez que todas as chapas analisadas apresentam 1 mm de espessura, o que pode ser realizado a partir do gráfico da Figura 3-62, que correlaciona a espessura da amostra com um fator de correção (HELMUT FISCHER,

2015). O fator de correção utilizado foi 1,09, que deve ser multiplicado ao valor da média amostral medir a fração de fases magnéticas como martensita (α'). No entanto, qualquer fase com características ferromagnéticas serão medidas no material, como as ferritas α e δ e martensita, sem distinção entre essas.



Figura 3-61: Ferritoscópio para quantificação de martensita e padrões de ferrita (ALVES, 2018).

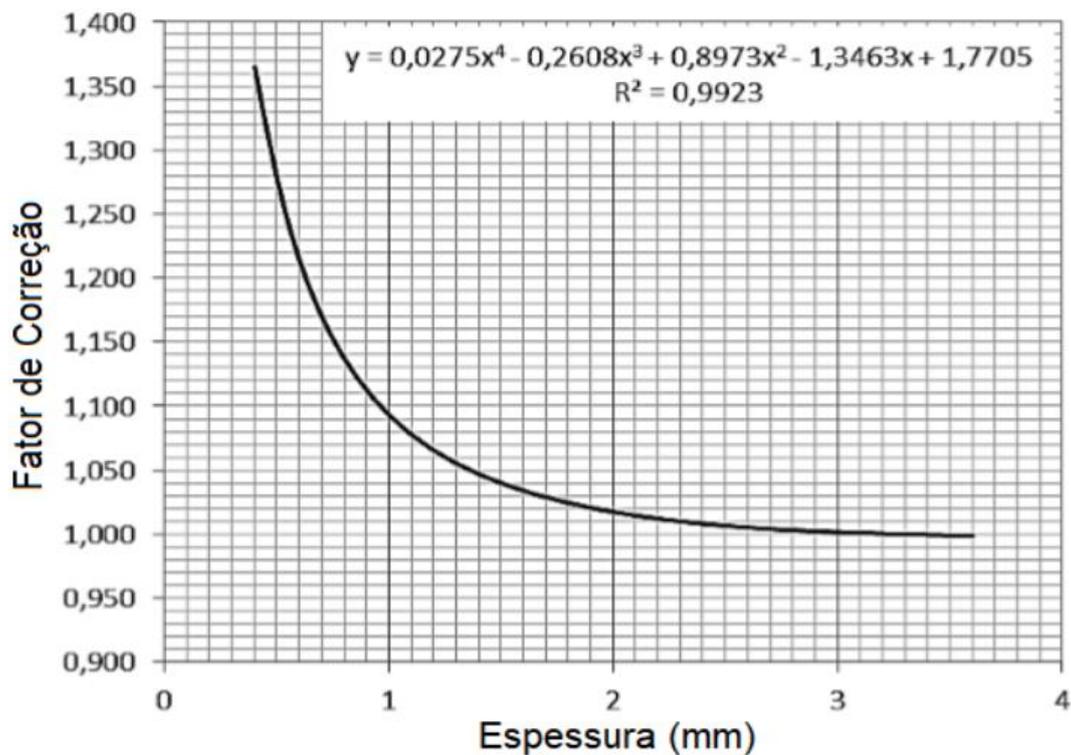


Figura 3-62: Fator de correção para ferritoscopia em função da espessura das amostras (FEREZIN; 2016).

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A composição química foi analisada de forma combinada via ensaios de combustão direta, espectrometria ótica e fluorescência de raios-X, de forma a minimizar os efeitos da segregação de nióbio na análise da composição química do produto forjado. Vale ressaltar que o forjamento também tem a função de homogeneizar a distribuição dos elementos químicos nas chapas. A nomenclatura das amostras está descrita no tópico 3.8, página 104.

A quantificação de carbono foi realizada na CSN via combustão direta (LECO CS-744) e a distribuição homogênea desse elemento foi confirmada por espectrometria ótica em análise realizada no CTE_x. As contagens dos outros elementos, principalmente alumínio e nióbio, foram obtidas pela técnica de XRF, realizada em equipamento PANalytical Axios^{mAX}_{minerals} no CPRM. O gráfico da Figura 4-1 exibe as composições químicas encontradas nas amostras forjadas. A análise no CTE_x também confirmou a homogeneidade da distribuição de nióbio.

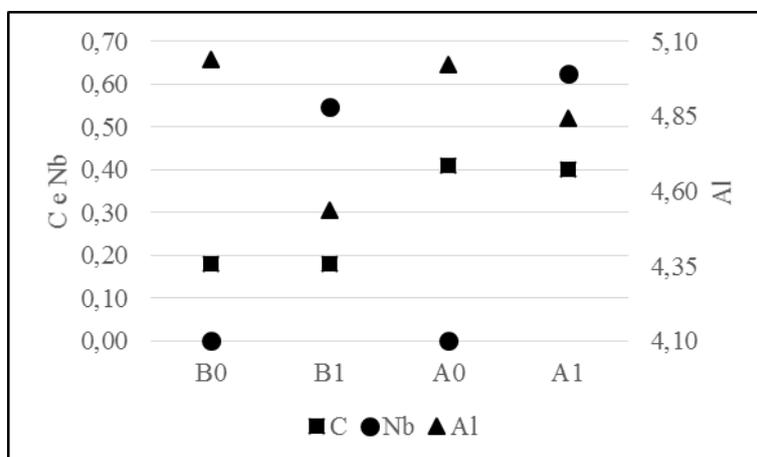


Figura 4-1: Composições químicas das amostras forjadas, via combustão direta, espectrometria ótica e XRF (AUTOR).

A Tabela 4-1 exibe as composições químicas planejadas para a elaboração dos cálculos de massa (ver 3.2) e as composições encontradas através das técnicas descritas acima. As quantidades de carbono, manganês, silício e cromo são próximas às estipuladas; enquanto o cobre é oriundo das barras de aço carbono utilizadas, impossibilitando sua normalização.

Tabela 4-1: Composições químicas planejadas e obtidas nas as chapas forjadas.

Amostras		C	Mn	Si	Cu	Cr	Nb	Al
Objetivo	B0	0,20	0,50	0,20	-	0,10	0,00	5,60
	B1	0,20	0,50	0,20	-	0,10	0,60	5,60
	A0	0,40	0,50	0,20	-	0,10	0,00	5,60
	A1	0,40	0,50	0,20	-	0,10	0,60	5,60
Forjadas	B0	0,18	0,31	0,28	0,19	0,14	0,00	5,04
	B1	0,18	0,43	0,28	0,25	0,12	0,55	4,54
	A0	0,41	0,43	0,32	0,28	0,13	0,00	5,03
	A1	0,40	0,36	0,24	0,25	0,13	0,63	4,85

Fonte: Autor, 2018.

O planejamento da distribuição dos enxertos ao longo do eletrodo foi pensado de forma a garantir melhor homogeneidade química dos produtos após os processos de fusão. A Figura 4-2 mostra resultados de XRF da distribuição de alumínio ao longo do comprimento de um eletrodo fundido, cortado ao meio e segmentado, sendo notável a boa homogeneidade química resultante. O processamento de forjamento por martelamento aprimorou essa regularidade.

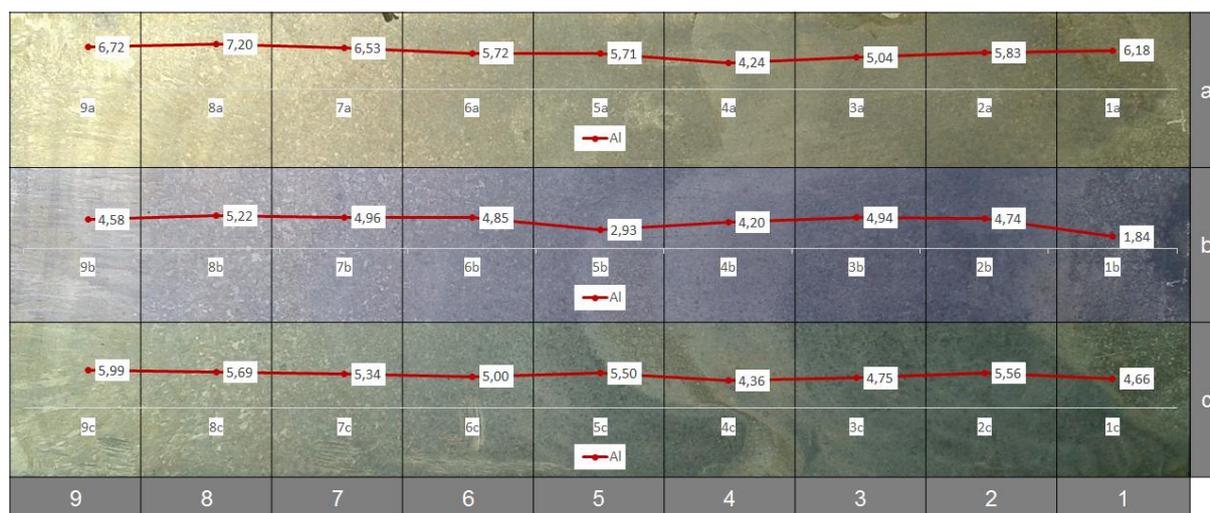


Figura 4-2: Distribuição de alumínio em um lingote fundido (AUTOR).

Apesar de o nióbio segregar ao longo da estrutura das chapas, como pode ser notado as análises químicas detectaram boa homogeneidade dessa distribuição e os valores encontrados são bem similares aos projetados pelo cálculo de massa. É importante citar que o nióbio tem alta temperatura de fusão (2750 K) e grande facilidade para se associar ao carbono formando carbeto de nióbio, formando segregados. Já o alumínio, que tem a menor temperatura de fusão (934 K) entre os elementos adicionados (ver 3.3), pode evaporar durante o processo de fusão dos eletrodos, ocasionando em perdas na composição final. É possível perceber que as chapas com e sem nióbio apresentam frações de alumínio próximas entre si, sendo que a presença de nióbio resultou em menor quantidade de alumínio na composição final dos produtos forjados.

Em relação ao cálculo de carga, as quantidades de alumínio estão menores em média 0,6% para as chapas sem nióbio e 0,9% para as amostras com o elemento.

4.2 DENSIDADE

Os valores da densidade podem ser estimados a partir de simulações termodinâmicas no Thermo-Calc. Ao contrário do esperado, as simulações expostas na Figura 4-3 indicam que as densidades das ligas com maior quantidade de carbono (A) são inferiores às com menos carbono (B), embora haja pouca divergência entre esses valores.

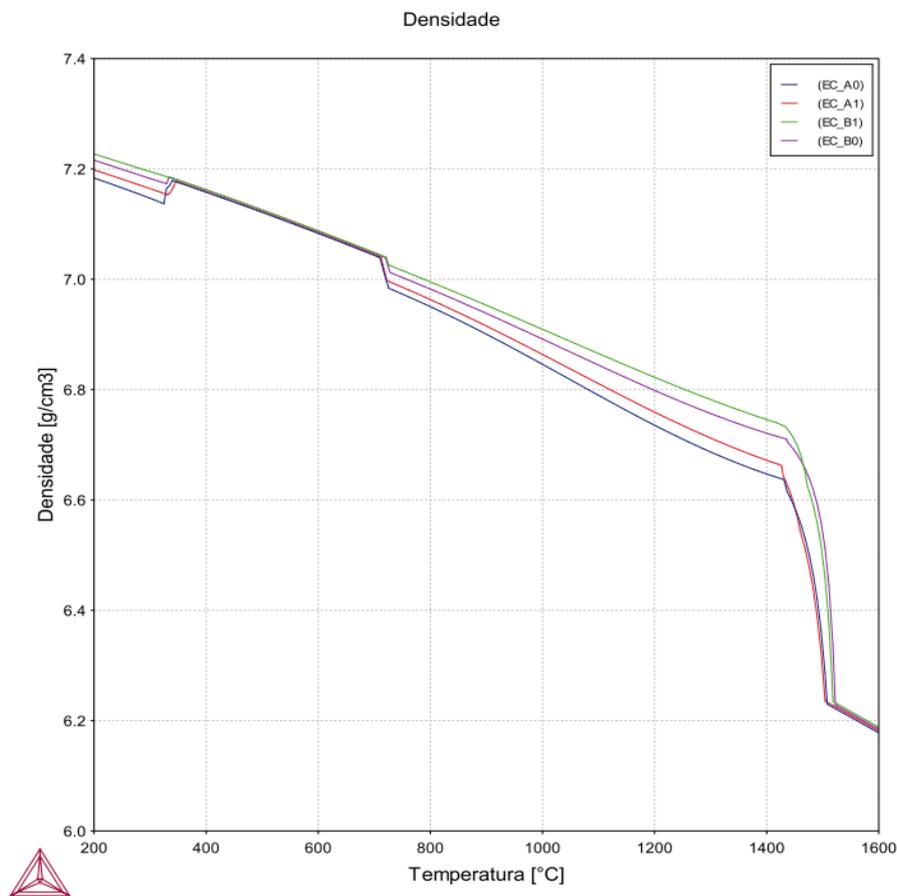


Figura 4-3: Simulação da densidade das ligas em Thermo-Calc (AUTOR).

A densidade foi medida através do ensaio de picnometria, como dito anteriormente. Os valores estão descritos no gráfico da Figura 4-4 e foram comparados com os dados obtidos pela simulação em Thermo-Calc. Os resultados de picnometria são factíveis, sendo menor a densidade da liga B0 e maior a da liga A1.

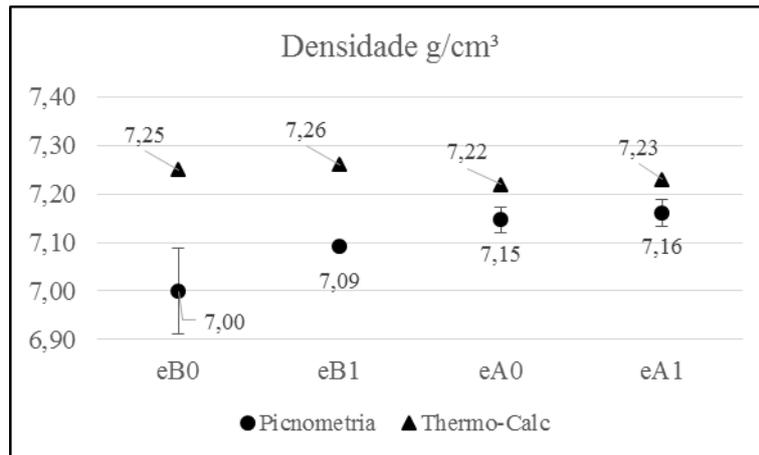


Figura 4-4: Resultados de densidade por picnometria e por simulação termodinâmica (AUTOR).

Apesar de os valores simulados pelo Thermo-Calc não serem os esperados quando se leva em consideração a composição química das ligas, na impossibilidade de realizar o ensaio experimentalmente os valores podem ser utilizados para supor o dado real, já que o maior desvio-padrão para essas ligas é somente 0,14.

Levando em consideração que os aços para aplicação automotiva tem densidade em torno de 7,81 g/cm³ (XIONG *et al.*, 2016), a adição dos elementos de liga, principalmente do alumínio, gerou produtos com redução de peso de 8,3 (A1) a 10,4% (B0).

4.3 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

4.3.1 ENRIQUECIMENTO DE CARBONO NA AUSTENITA

A estabilidade da austenita depende diretamente da concentração de carbono dissolvido na fase. Sakuma *et al.* (1991) afirmam que quanto maior a fração de austenita no material, menos carbono está presente em cada grão de austenita e menor a estabilidade desses grãos.

Em um difratograma é possível perceber o enriquecimento intersticial de elementos de liga a partir do deslocamento do ângulo de difração de um pico para valores menores, já que a dissolução causa aumento do parâmetro de rede da célula cristalina. Assim, esse deslocamento também representa aumento da estabilidade de austenita presente na amostra, podendo ser utilizado de parâmetro para se estimar a transformação martensítica e a bainítica,

por exemplo. Em resumo, quanto maior o ângulo de difração dos picos de austenita, menor a estabilidade da mesma e mais fácil é a transformação para outras fases.

A Figura 4-5 mostra o deslocamento dos picos de austenita em função do processamento para a chapa A0, comparando os difratogramas das amostras forjada (d) e laminada a quente (e). É notável que a laminação a quente provocou enriquecimento de carbono na austenita presente no material (2θ em torno de 49°), como proposto por Itami *et al.* (1995 *apud* YI, 2010), ocasionando em redução da quantidade de carbono na ferrita (2θ em torno de 52°).

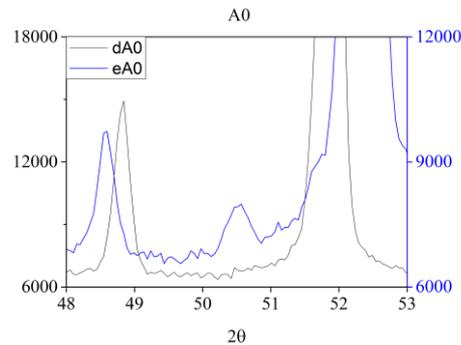


Figura 4-5: Enriquecimento de carbono na austenita presente na chapa A0 (AUTOR).

A estabilidade da austenita foi analisada através do deslocamento do pico de austenita com ângulo 2θ em torno de 49° para todas as chapas em função da laminação a frio (f), em comparação às amostras laminadas a quente (e). As curvas estão expostas na Figura 4-6. O encruamento da laminação a frio (f) causou um pequeno empobrecimento de carbono na fase austenítica em todas as chapas, impulsionando transformações de fase a partir da austenita.

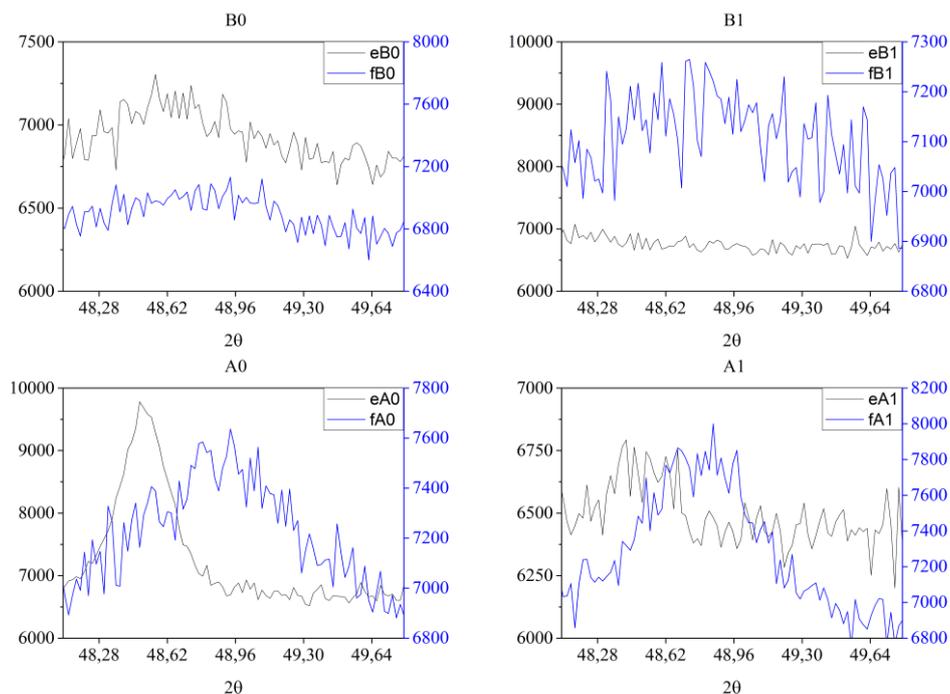


Figura 4-6: Deslocamento de um pico de austenita nos difratogramas das amostras laminadas (AUTOR).

O efeito do tempo de encharque na transformação bainítica foi observado para todas as chapas através das curvas expostas na Figura 4-7, já que é possível assumir que quanto menor a estabilidade de austenita presente na amostra maior a fração de fase transformada em bainita. Para as chapas sem nióbio, o encharque durante 7 minutos (k) possibilitou maior transformação bainítica para a amostra com maior quantidade de carbono (A0), uma vez que a bainita é composta por lamelas de cementita. Já com a presença de nióbio a análise do difratograma indica que na chapa com menor quantidade de carbono (B1) praticamente toda a austenita foi transformada em bainita. Na amostra A1 o nióbio sequestra carbono na forma de carbetos, comprometendo a formação de lamelas de cementita.

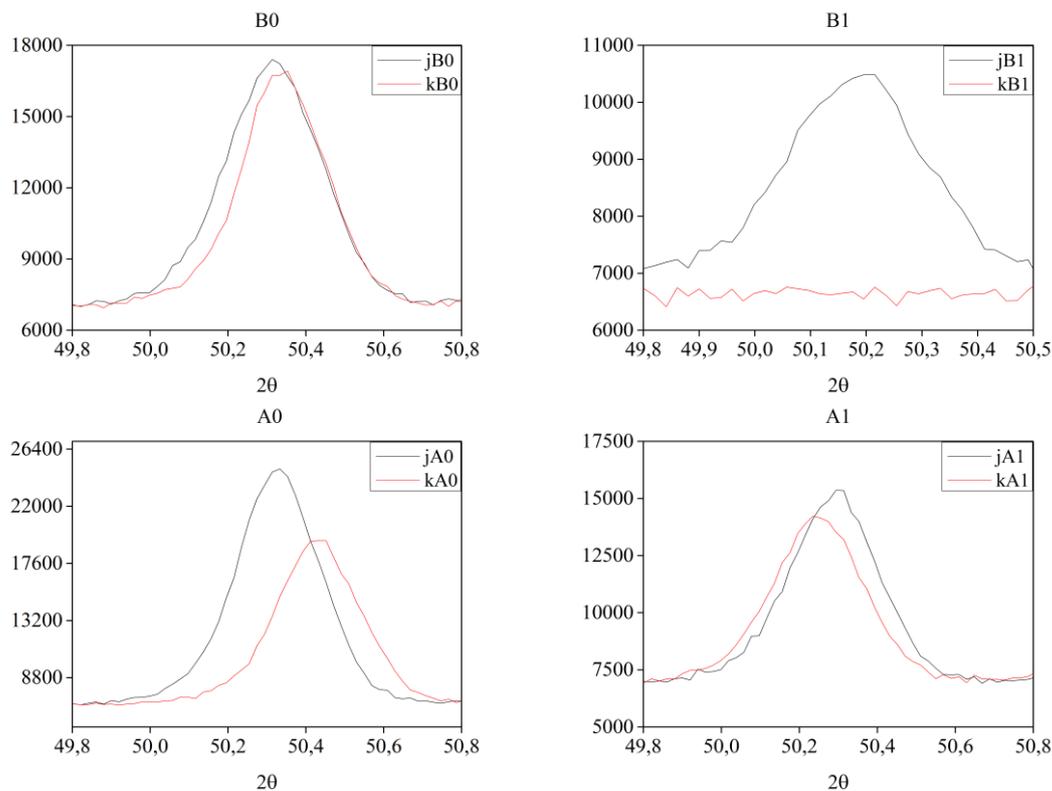


Figura 4-7: Deslocamento de um pico de austenita nos difratogramas das amostras austemperadas (AUTOR).

4.3.2 QUANTIDADES DAS PRINCIPAIS FASES PRESENTES

A quantificação de fases nas chapas foi realizada por DRX através da medição de áreas de cada pico difratado, presentes no difratograma de cada amostra. Esse procedimento foi realizado de acordo com o exposto em Anexos, página 193, utilizando o *software* X'Pert Data Viewer, da PANalytical.

Para todas as chapas é esperada alta fração de ferrita, já que a matriz desses aços é ferrítica. Martensita é esperada para as amostras cujo tratamento térmico foi de têmpera (h), bem como para as chapas forjadas e laminadas, devido ao efeito TRIP, e carbeto de nióbio (NbC) deverão ser encontrados nos materiais que contêm nióbio. Na Figura 4-8 estão as composições de fases das amostras processadas, do forjamento aos tratamentos térmicos.

A fase austenítica é menor para praticamente todas as chapas que contêm nióbio em sua composição, devido ao fato desse elemento reter carbono para formação de carbeto, fazendo reduzir a estabilidade que o carbono proporciona à austenita. Esse efeito não foi notado nas amostras A1 nas condições laminada a frio, normalizada e temperada – nas quais há ligeiramente mais austenita que nas A0 – sendo plausível cogitar que haja carbono suficiente para estabilizar a austenita e ainda formar carbeto, e que as frações de austenita sejam na verdade similares às A0, se considerados os erros de medidas experimentais. Conforme indicado pelo deslocamento dos picos de austenita no difratograma (Figura 4-7), o maior tempo de austêmpera promoveu menor fase austenítica na amostra B0. A laminação a frio (f) não promoveu alteração significativa na quantidade de austenita, em relação às chapas provenientes da laminação a quente (e), como prevista na Figura 4-6. Como esperado, quanto maior a parcela de carbono na composição química, maior é a quantidade da austenita.

A fase martensita pode ser encontrada também nas chapas forjadas e na A0 laminada a quente, mas ela se apresenta principalmente nas amostras temperadas, caracterizando o tratamento térmico de têmpera. A presença de nióbio proporcionou maiores frações de martensita entre os materiais, enquanto o efeito do carbono foi o oposto. Isso se deve ao fato de o carbono estabilizar a austenita, dificultando a transformação martensítica, somado à tendência do nióbio de formar carbeto, retendo carbono e reduzindo a presença desse elemento na austenita. A amostra B0 apresenta alta parcela de martensita devido ao processo de forjamento por martelamento.

É possível notar que a formação dos carbeto depende intimamente da quantidade de carbono disponível na amostra, já que a amostra B1 tem menor quantidade de NbC que a A1 em todas as condições, assim como é perceptível a propensão que essas composições apresentam à formação desses carbeto.

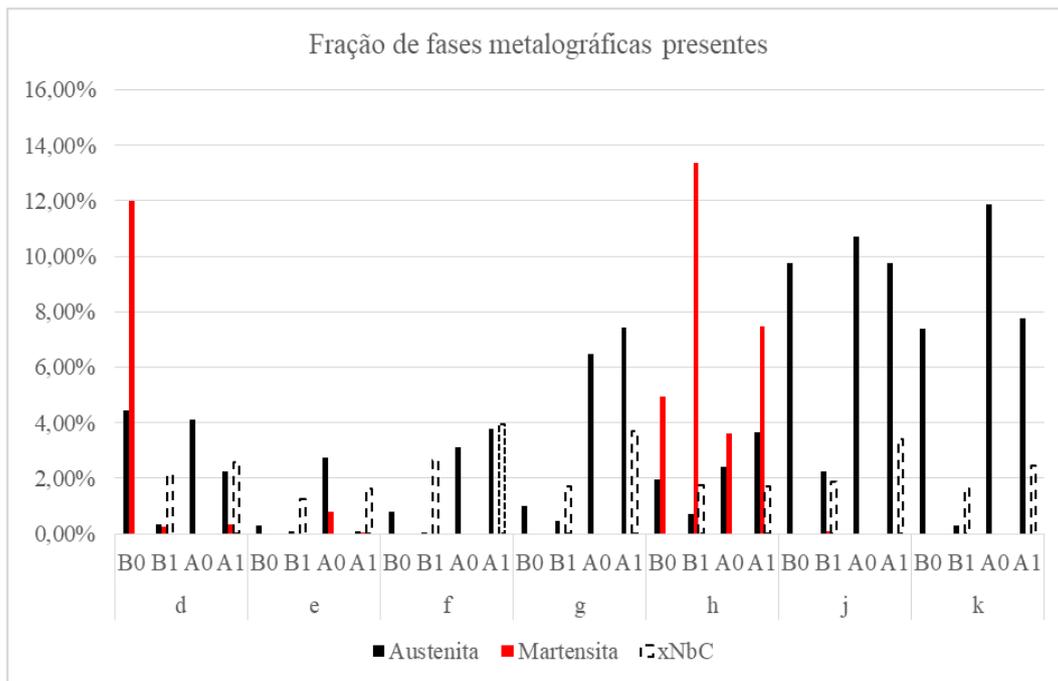


Figura 4-8: Frações presentes de fases medidas via difração de raios-X nas amostras processadas: forjadas (d), laminadas a quente (e) e a frio (f), normalizadas (g), temperadas (h), austemperadas por 5 (j) e 7 minutos (k) (AUTOR).

4.3.3 TEXTURA CRISTALOGRÁFICA

A textura cristalográfica das amostras foi caracterizada via difração de raios-X como descrito no tópico 3.9.4. Todas as análises foram realizadas em notação Roe nos ângulos de rotação phi de 0 e 45°, uma vez que descrevem as principais componentes interessantes para aplicação de materiais metálicos de estrutura cristalina cúbica. Neste trabalho, primeiro será exposta uma síntese gráfica da textura seguida da apresentação de todas as Funções de distribuição de orientações encontradas para as amostras, necessárias para compreensão do comportamento de componentes cristalográficos não inclusos na análise gráfica.

A Figura 4-9 mostra a textura das amostras forjadas. As amostras que apresentaram maiores frações de fibra- γ não continham nióbio, mas a chapa B0 também possui alta quantidade de fibra- θ , fibra- η e fibra-114, prejudiciais à conformação mecânica. Os materiais apresentaram intensidades similares de fibras α , {211} e {221}. Para aplicação em conformação mecânica, se a chapa fosse utilizada como forjada a melhor composição química seria a A0, conforme os dados de textura cristalográfica, por possuir a menor relação fibra-

θ /fibra- γ . A adição de nióbio prejudicou a conformação mecânica das chapas na condição forjada, enquanto o carbono favoreceu a mesma propriedade.

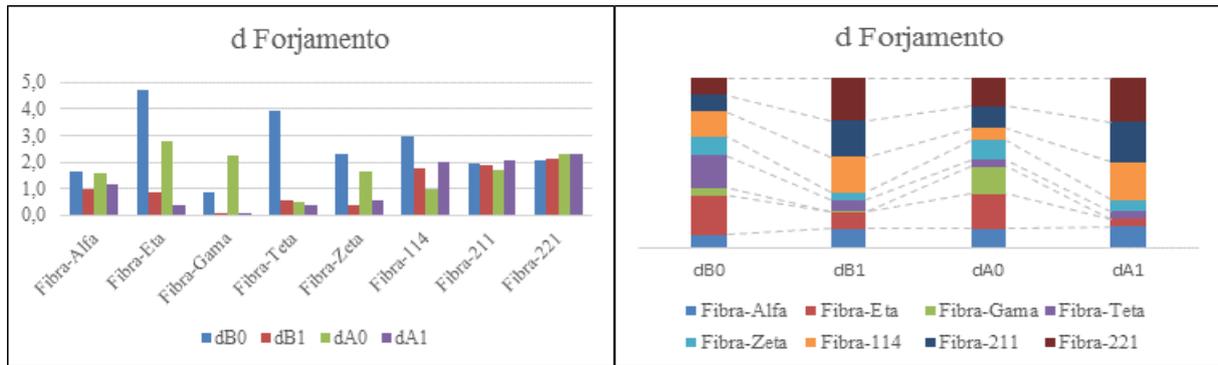


Figura 4-9: Análise de fibras cristalográficas das amostras forjadas (AUTOR).

Os gráficos da Figura 4-10 exibem resumidamente a textura cristalográfica das chapas laminadas a quente. Em comparação com as amostras forjadas, a laminação a quente foi ruim para a aplicação das chapas. Entretanto, a manutenção de fibra- α pode ser benéfica à formação de fibra- γ ao longo do processamento. Além disso, como todas as chapas apresentam elevada fração de fibras {211} e {221}, que são relativamente próximas aos componentes cristalográficos da fibra- γ , em suas composições, é possível que essas amostras apresentem pequena facilidade para serem conformadas, com exceção da chapa B0 devido à alta intensidade de fibra- η .

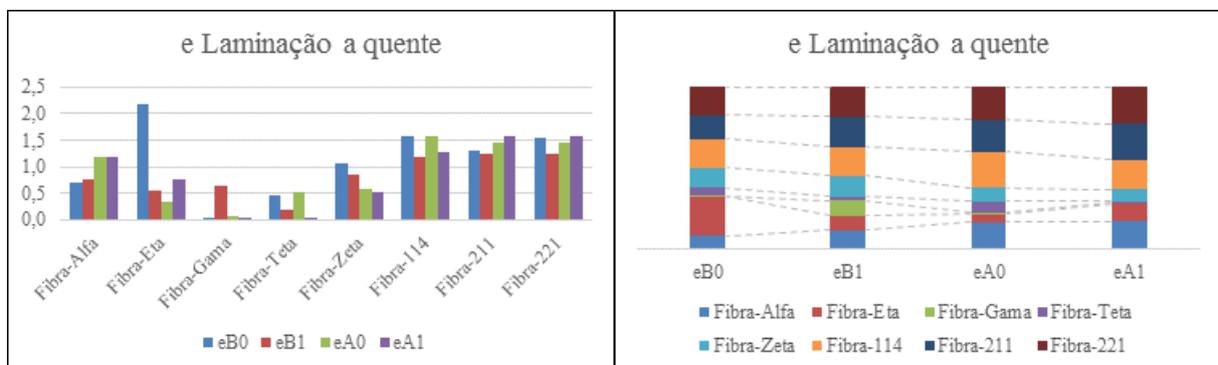


Figura 4-10: Análise de fibras cristalográficas das amostras laminadas a quente (AUTOR).

Já a laminação a frio promoveu textura de forma acentuada em todas as chapas, em comparação à laminação a quente, como pode ser visualizado na Figura 4-11. Houve fortalecimento de fibras benéficas e prejudiciais ao comportamento desses materiais em conformação mecânica, em detrimento da fibra- ζ , com destaque para a considerável concentração de fibra- γ na amostra B1. Ao contrário das amostras forjadas, a presença do nióbio favoreceu uma melhor orientação cristalográfica durante a laminação a frio. Para a aplicação desejada, a melhor chapa laminada a frio é a B1, levando em consideração somente

os dados de textura, já que a relação fibra- θ /fibra- γ é a menor entre as amostras, mesmo a mesma apresentando também fibra- θ . A fibra- α apresentou valor semelhante em todas os materiais analisados, bem como a fibra-221, que deve possibilitar pequena conformação para todas as chapas, incluindo a B0, que apresentou os piores resultados.

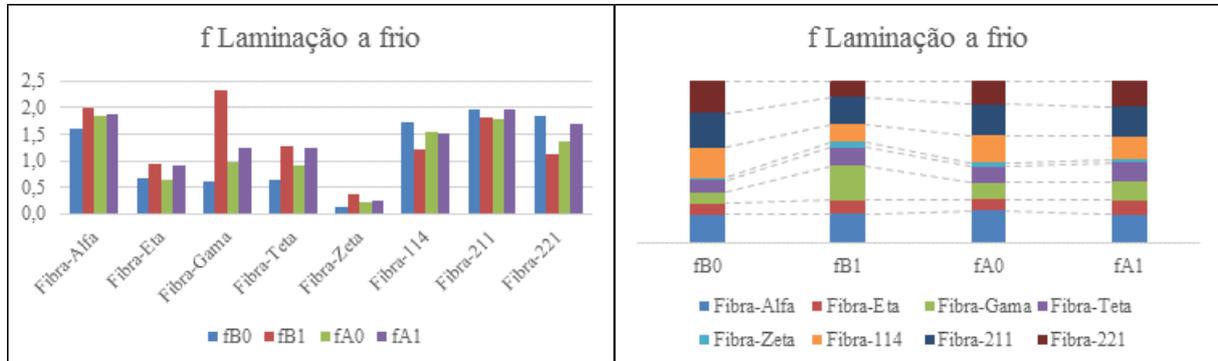


Figura 4-11: Análise de fibras cristalográficas das amostras laminadas a frio (AUTOR).

O tratamento térmico de normalização provocou alta redução da fibra- γ , sendo prejudicial à deformação mecânica de todas as chapas, como exposto na Figura 4-12. O maior valor dessa fibra foi encontrado na amostra B1, da mesma forma que o resultado da laminação a frio. Quando comparado à laminação a quente, a normalização fortaleceu a fibra- α nas amostras com menos carbono e a enfraqueceu nas outras chapas, assim como houve aumento da fração de fibra- η em todas os materiais, também prejudicando a conformação mecânica. Assim, o tratamento térmico de normalização não deve ser utilizado como processamento final dessas chapas visando aplicação em solicitação de esforço mecânico.

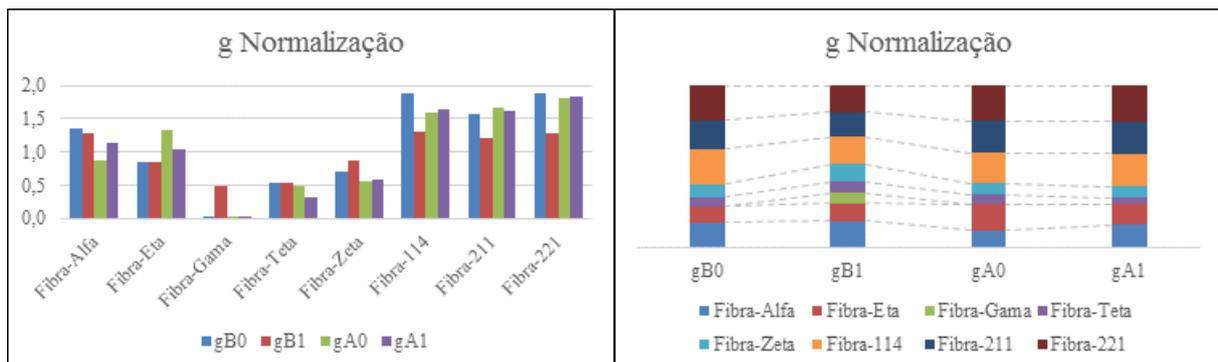


Figura 4-12: Análise de fibras cristalográficas das amostras com tratamento térmico de normalização (AUTOR).

De forma semelhante ao tratamento térmico de normalização, a têmpera também não produziu resultados de textura cristalográfica favoráveis à aplicação dessas chapas. Esses dados estão dispostos graficamente na Figura 4-13. São constatados baixos valores de fibra- γ e fibra- ζ , em oposição a valores indesejáveis de fibra- θ . Também há redução da fibra- α quando em comparação com o tratamento térmico de normalização. Levando em

consideração somente a textura cristalográfica para avaliação da conformação mecânica para essas chapas, é possível inferir que um processamento térmico pós-têmpera se faz necessário para aplicação desses materiais.

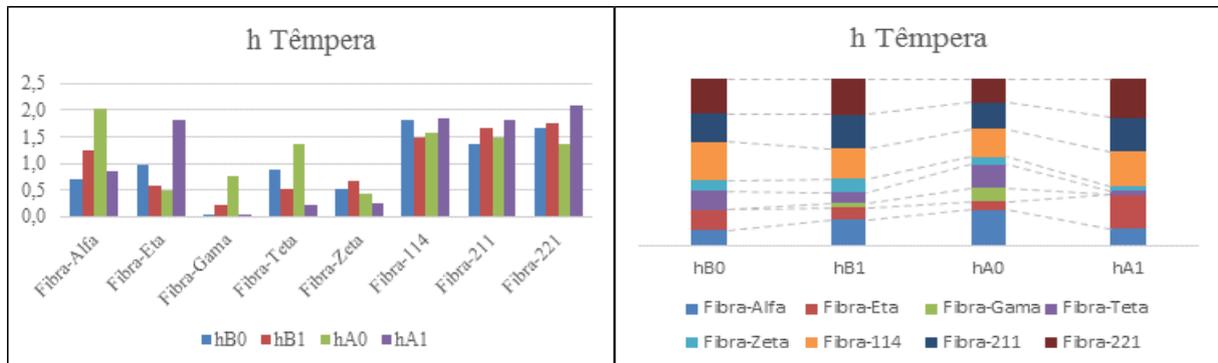


Figura 4-13: Análise de fibras cristalográficas das amostras com tratamento térmico de têmpera (AUTOR).

O tratamento térmico de austêmpera com 5 minutos de encharque produziu textura cristalográfica sintetizada na Figura 4-14. O efeito desse tratamento foi insignificante para quase todas as fibras cristalográficas analisadas em todas as amostras, em relação ao produto oriundo do tratamento térmico de normalização. Houve uma irrelevante formação de fibra- γ nas amostras B0 e A1. As maiores variações são apresentadas na fibra- η , havendo fortalecimento nas chapas com menor quantidade de carbono e significativo enfraquecimento na amostra A0. De forma geral, a austêmpera apresentada não é suficiente para produção de chapas desses aços visando aplicação em conformação mecânica. As frações de fibras analisadas se apresentaram similares entre as amostras.

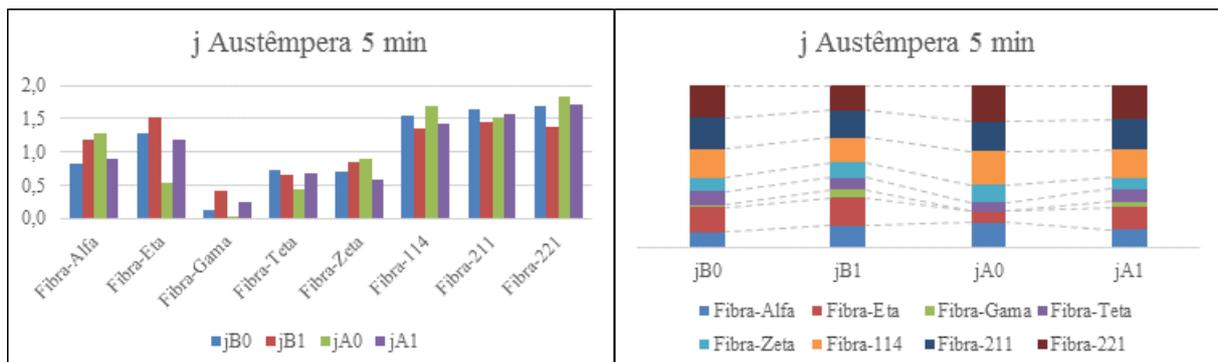


Figura 4-14: Análise de fibras cristalográficas das amostras com tratamento térmico de austêmpera com 5 minutos de encharque (AUTOR).

O aumento no tempo de encharque de 5 para 7 minutos produziu alterações importantes na textura cristalográfica das chapas e os principais componentes analisados são mostrados graficamente na Figura 4-15. É notável que houve desejável fortalecimento da fibra- γ , com exceção da amostra B0, onde houve fortalecimento das fibras $\{114\}$ e $\{221\}$ em detrimento

da fibra- γ . A fibra- α foi enfraquecida já que parte da mesma foi rotacionada para componentes da fibra- γ . Também ocorreu benéfico enfraquecimento da fibra- θ em todas as chapas. A fibra- η foi reduzida nas amostras com nióbio e aumentado nas amostras sem o elemento. Dos tratamentos térmicos executados, a austêmpera com 7 minutos de encharque foi o que produziu os melhores resultados para essas chapas, visando aplicação em conformação mecânica, devido aos valores da relação fibra- θ /fibra- γ .

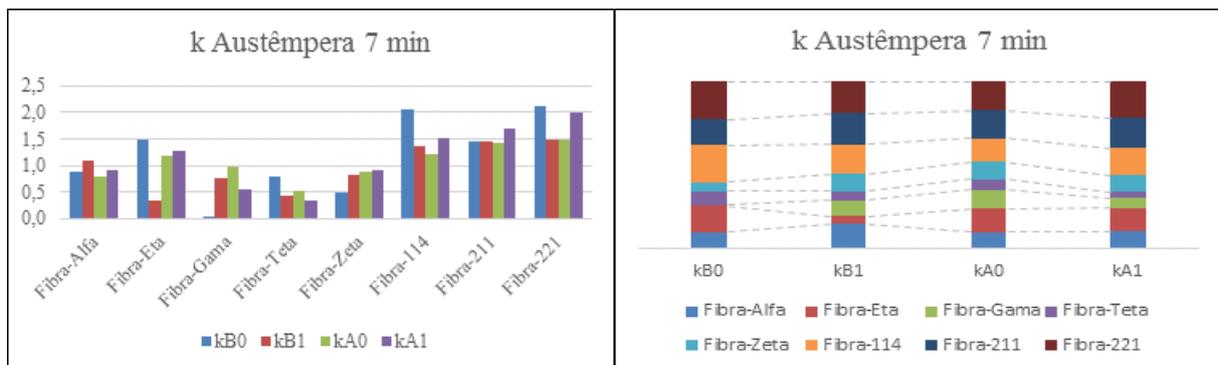


Figura 4-15: Análise de fibras cristalográficas das amostras com tratamento térmico de austêmpera com 7 minutos de encharque (AUTOR).

De forma suplementar, também é interessante observar a evolução da textura com foco nas principais componentes cristalográficas que afetam diretamente o comportamento mecânico de cada uma das chapas, como exposto na Figura 4-16, sendo essas as fibras α , γ e θ . As fibras γ e θ são, respectivamente, a melhor e a pior para o desempenho em conformação mecânica de materiais metálicos, enquanto a fibra- α apresenta sempre a possibilidade de fortalecer a fibra- γ em função de um posterior processamento termomecânico.

A análise isolada da textura cristalográfica indica que a chapa mais indicada para aplicação em conformação mecânica, após submetida aos diferentes tratamentos térmicos e apresentando menor relação fibra- θ /fibra- γ , é a B1, com 0,18% em peso de carbono e contendo nióbio. O maior valor de fibra- γ foi encontrado para a chapa B1 na condição laminada a frio (f), apresentando também o maior valor para a condição laminada a quente (e) entre as amostras. Ademais, o tratamento térmico que resultou em textura cristalográfica mais interessante foi a austêmpera realizada com 7 minutos de encharque, exceto na chapa B0. Esse tratamento térmico possibilitou maiores valores de fibra- γ e de fibra- α , indicando que um encharque mais longo poderia favorecer ainda mais a textura das chapas para a aplicação desejada em conformação. Em geral, os resultados de textura cristalográfica apontam que essas chapas não são boas para serem conformadas.

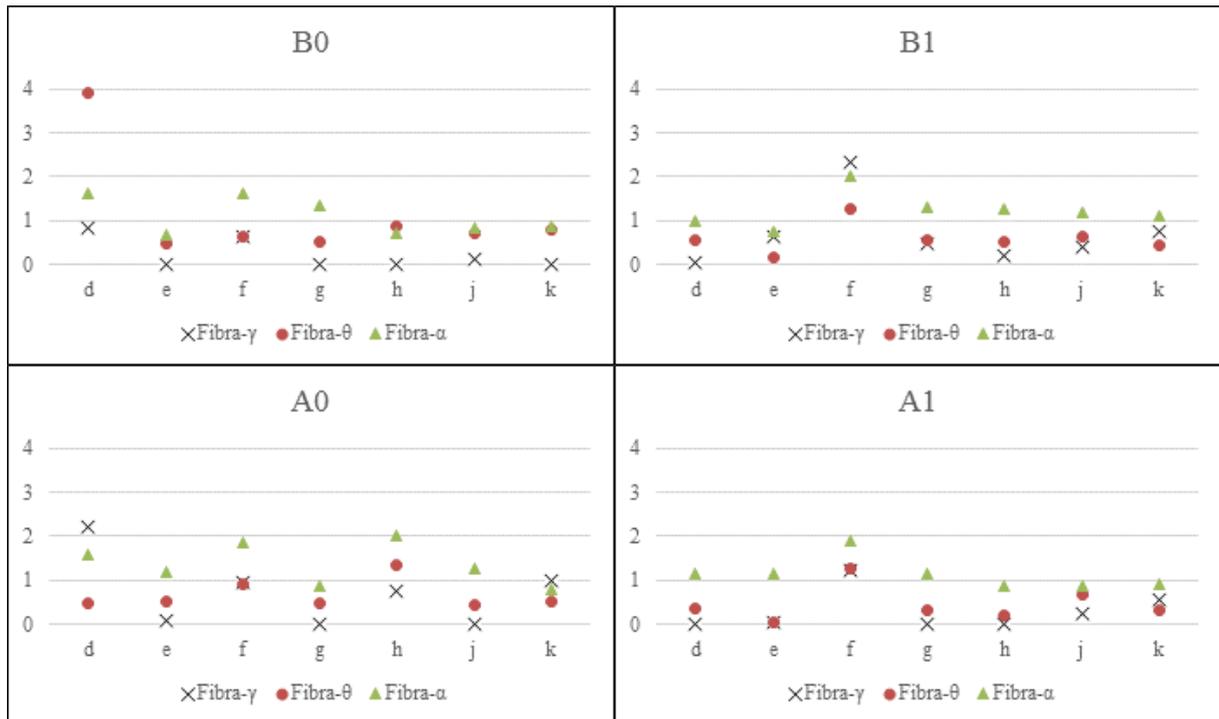


Figura 4-16: Efeito do processamento nos principais componentes de textura cristalográfica das chapas, sendo (d) forjamento, (e) laminação a quente, (f) laminação a frio, (g) normalização, (h) têmpera, (j) austêmpera 5 minutos, (k) austêmpera 7 minutos (AUTOR).

A textura cristalográfica das chapas forjadas está ilustrada através das FODCs da Figura 4-17 em mapas de contornos coloridos, contendo barra de escala (ver Figura 3-51, página 116). De forma similar, a Figura 4-18 mostra a textura cristalográfica das chapas laminadas a quente, a Figura 4-19 expõe as Funções de distribuição de orientações para todas as chapas laminadas a frio, a Figura 4-20 exhibe as FDOCs das amostras com tratamento térmico de normalização, as amostras temperadas estão descritas na Figura 4-21, a textura cristalográfica das chapas austemperadas por 5 minutos estão expostas através das FDOCs da Figura 4-22 e os resultados para austêmpera com 7 minutos de encharque estão descritas na Figura 4-23.

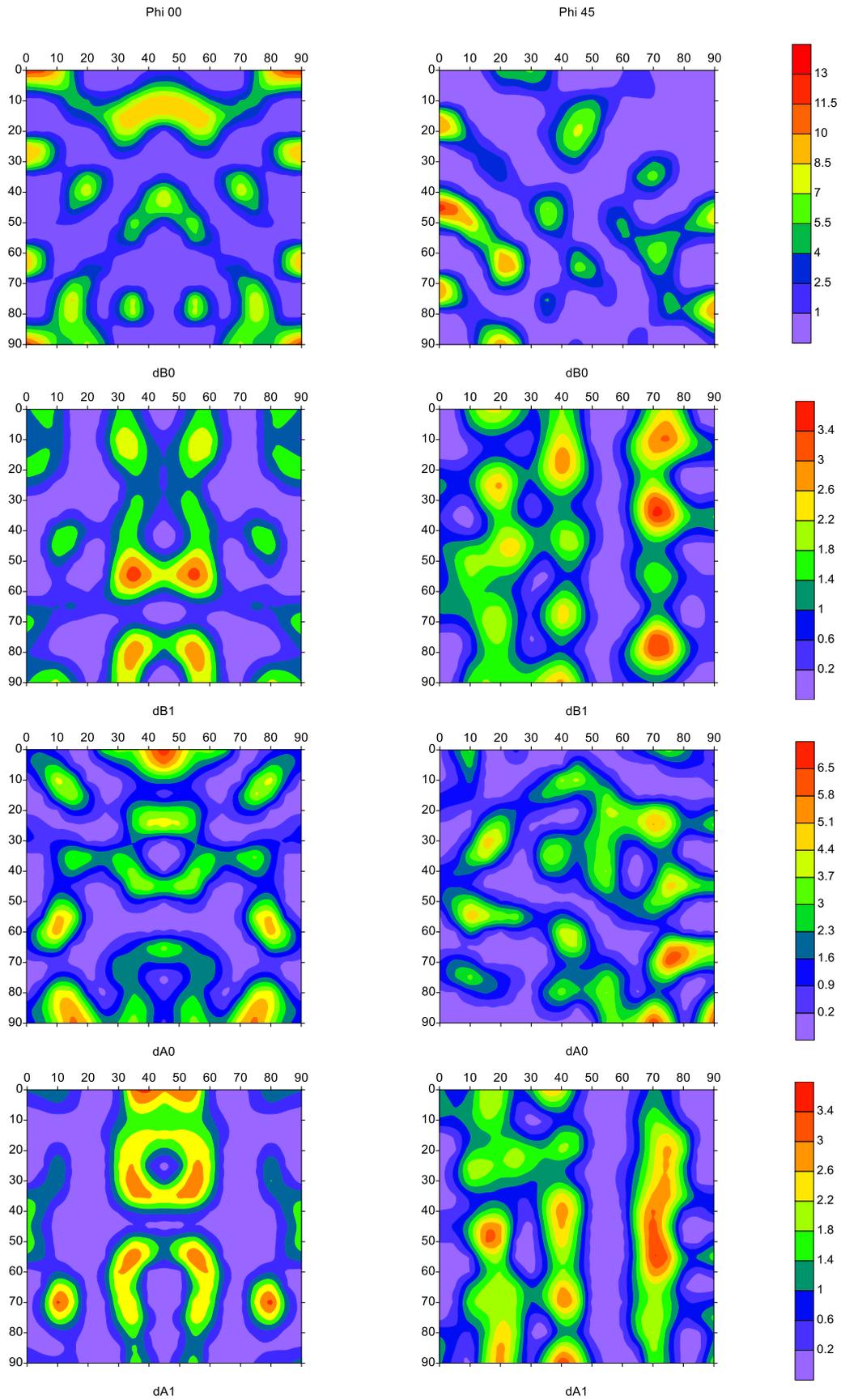


Figura 4-17: FDOCs das amostras forjadas (AUTOR).

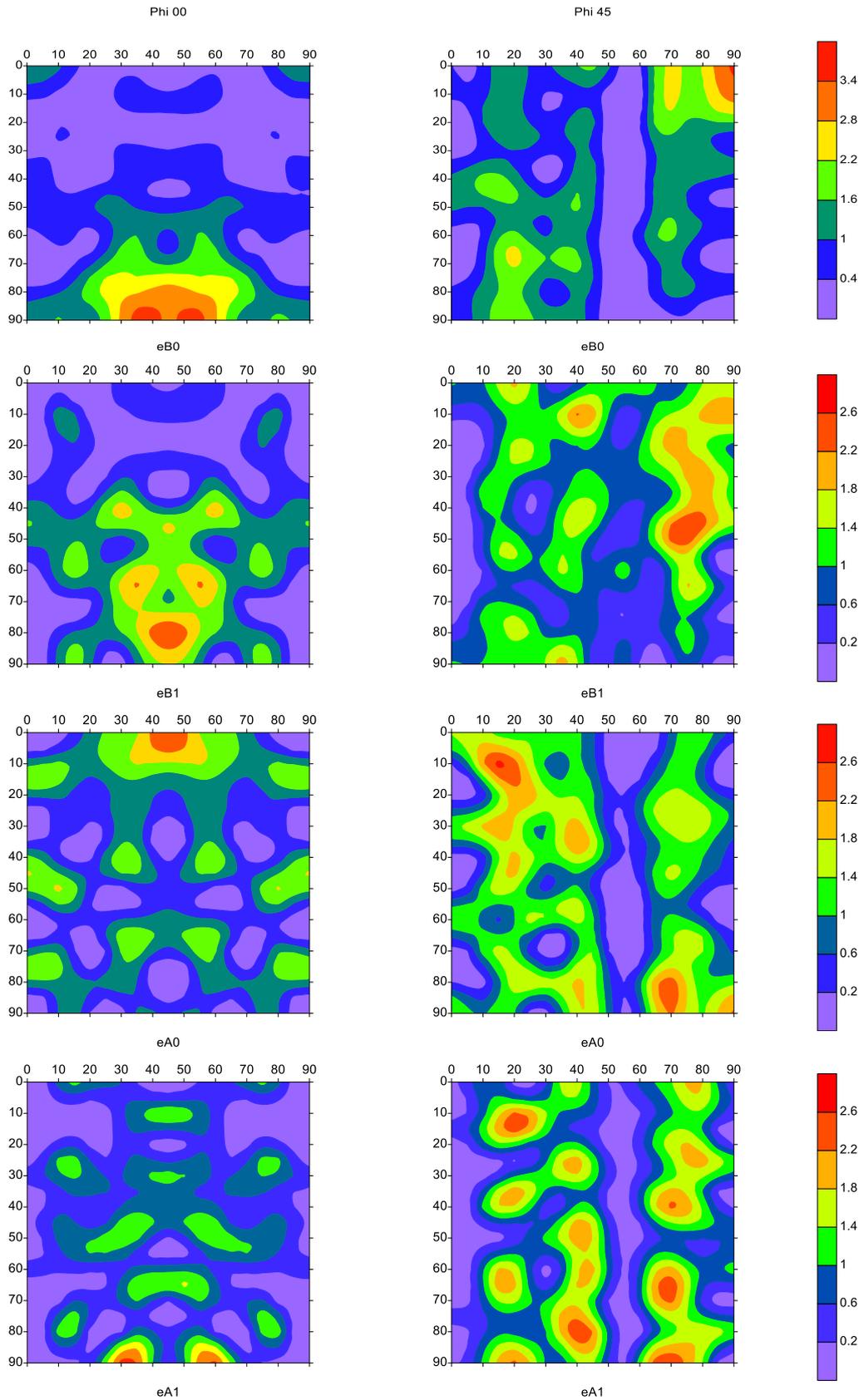


Figura 4-18: FDOCs das amostras laminadas a quente (AUTOR).

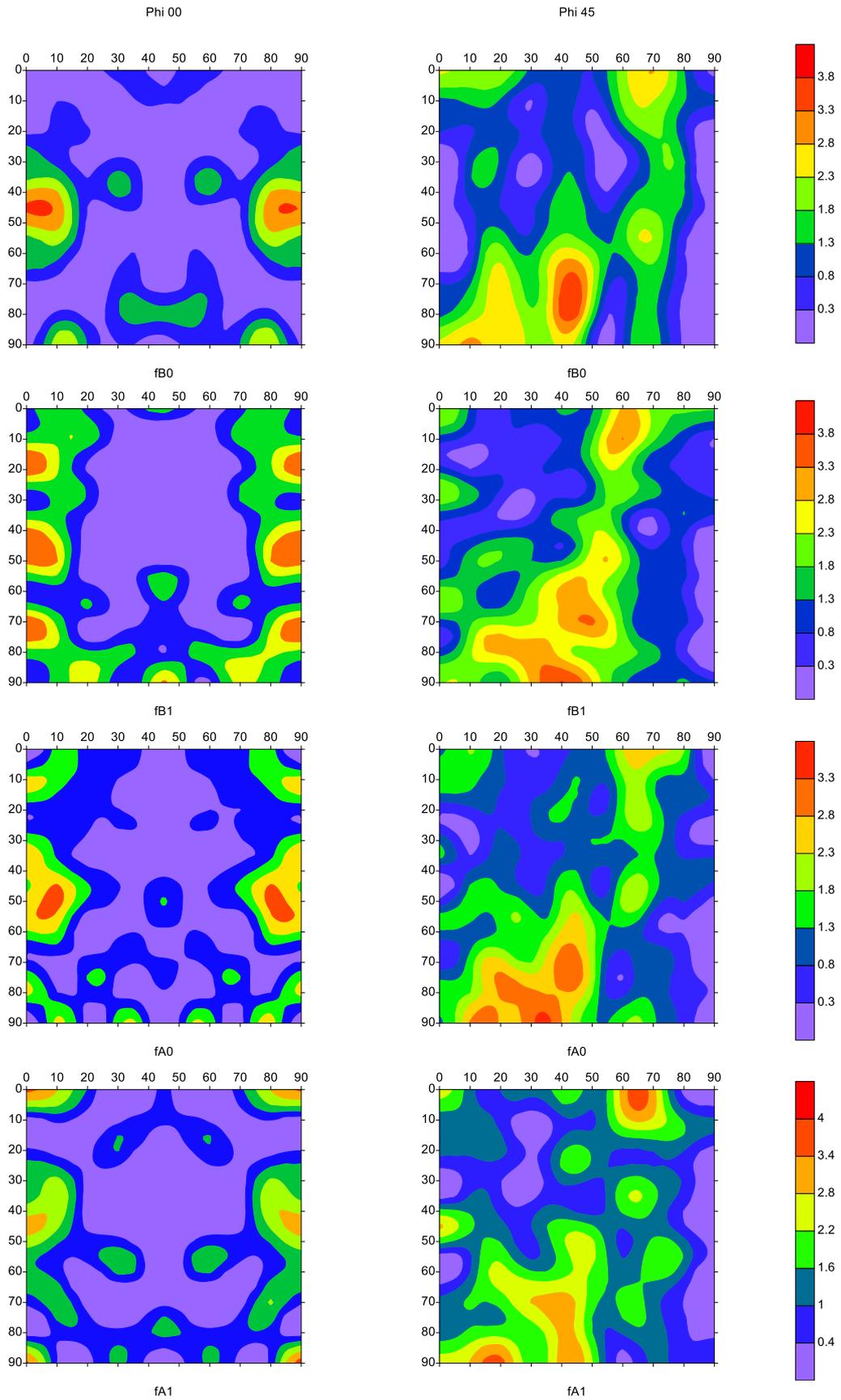


Figura 4-19: FDOCs das amostras laminadas a frio (AUTOR).

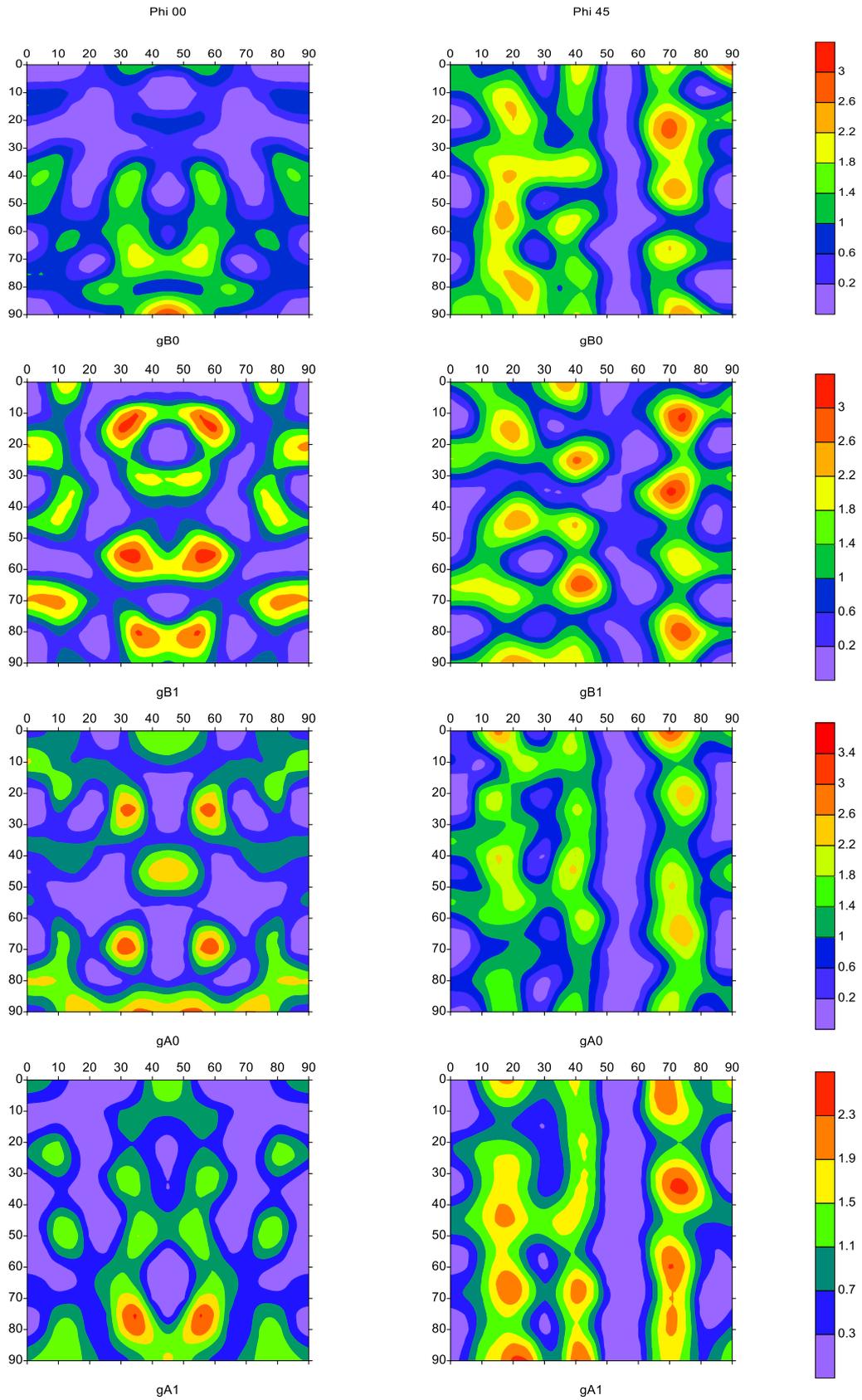


Figura 4-20: FDOCs das amostras com tratamento térmico de normalização (AUTOR).

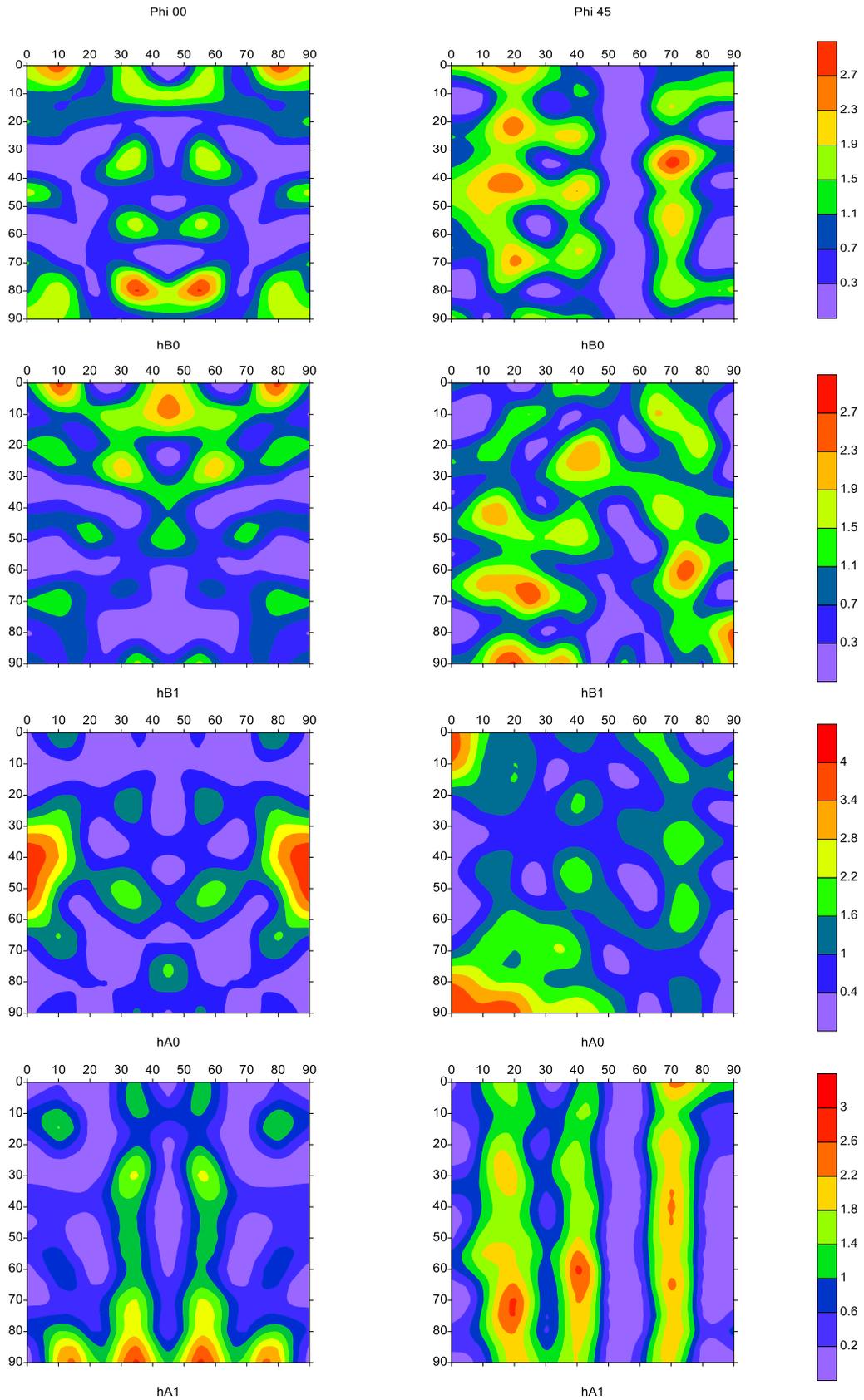


Figura 4-21: FODCs das amostras com tratamento térmico de têmpera (AUTOR).

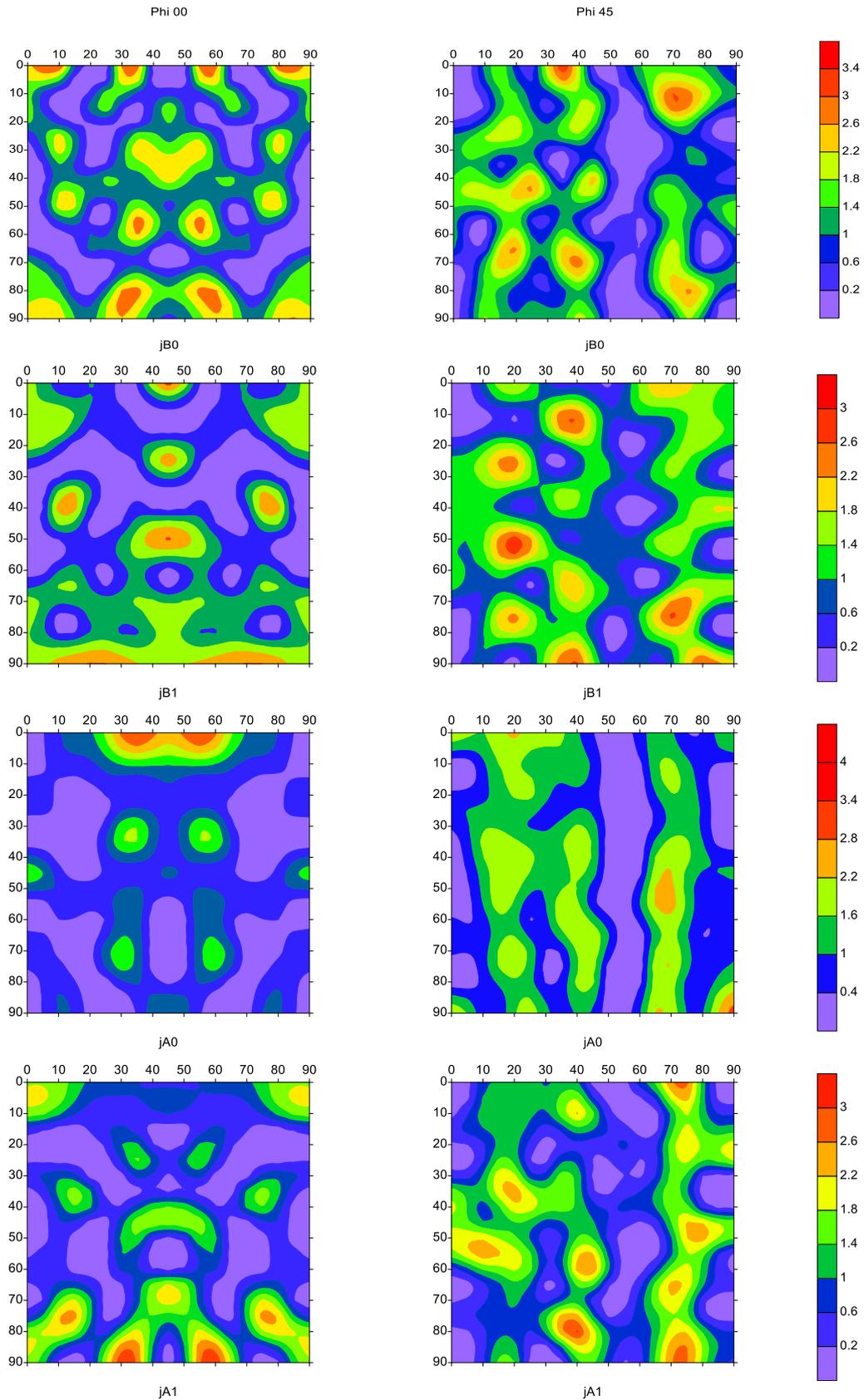


Figura 4-22: FDOCs das amostras com tratamento térmico de austêmpera com 5 minutos de encharque (AUTOR).

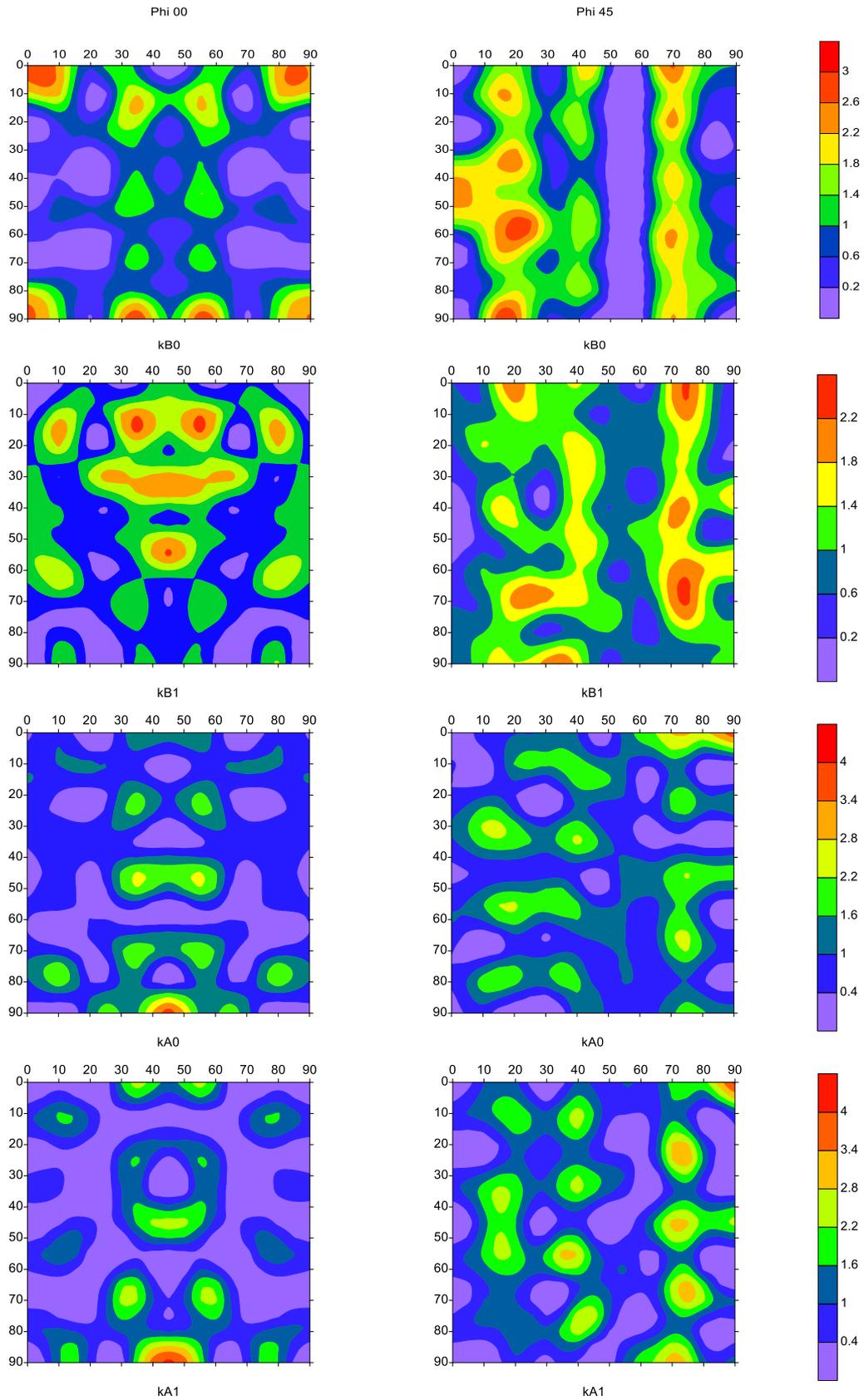


Figura 4-23: FDOCs das amostras com tratamento térmico de austêmpera com 7 minutos de encharque (AUTOR).

4.4 MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

As micrografias das amostras foram captadas via MEV, como informado no item 3.9.4, para entendimento do efeito do processamento sobre a microestrutura das chapas, foram analisadas amostras após forjamento – que tem a finalidade microestrutural de anular a estrutura bruta de fusão e homogeneizar a composição química do material –, e depois dos tratamentos térmicos de normalização, têmpera e austenitização. Nas amostras que contém nióbio é esperado encontrar carbeto de nióbio. O caráter ferritizante do alumínio e do nióbio prenuncia a formação de matriz ferrítica nos materiais sólidos, composta por ferritas α e δ , ocasionando na formação de perlita (P), bainita (B), martensita (α'), austenita (γ) e austenita retida (γ_R) ao longo da espessura. Foram utilizados aumentos de 500 a 4 mil vezes para caracterização geral da microestrutura e de 20 mil a 35 mil vezes para destacar alguma fase ou componente microestrutural.

4.4.1 LIGA B0 – 0,18C-0,00NB-5,04AL

A Figura 4-24 mostra a microestrutura da amostra B0 na qual é possível observar grande matriz ferrítica com ilhas de perlita.

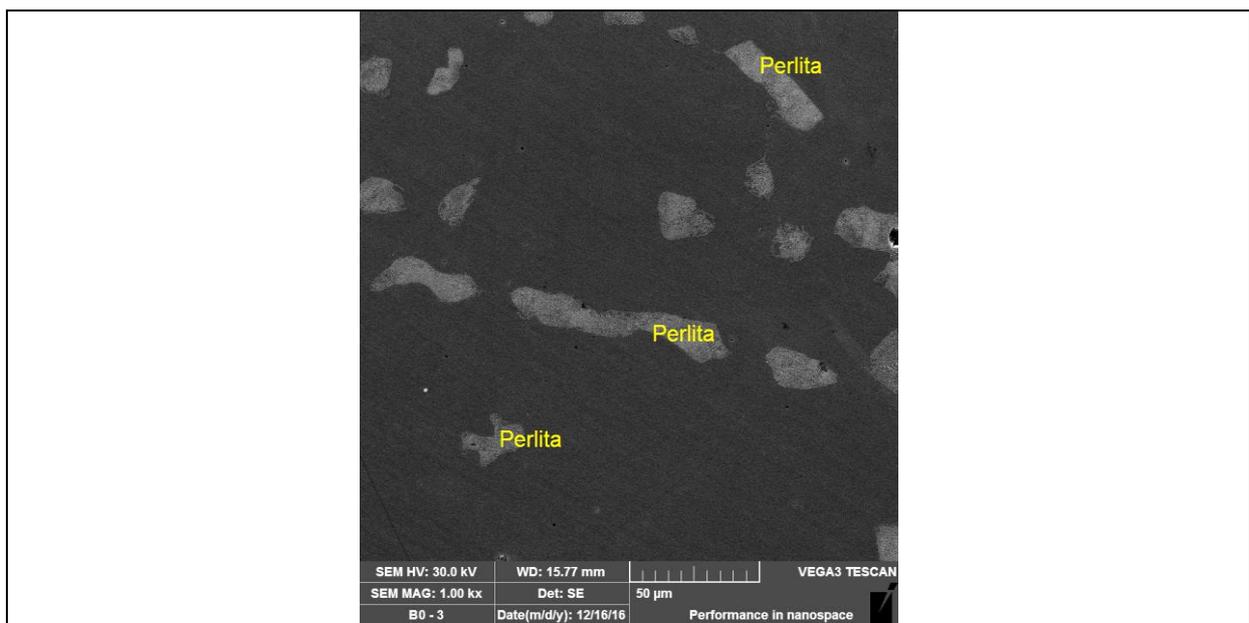


Figura 4-24: Micrografias da chapa forjada B0, MEV, matriz ferrítica com ilhas de perlita (AUTOR).

A Figura 4-25 retrata o tratamento térmico de normalização, posterior ao forjamento da Figura 4-24. É possível observar evolução da fase perlítica com crescimento em detrimento da fase austenítica, como demonstrado na ilustração tridimensional. A micrografia ainda relata a presença de fases ferríticas α e δ .

Já a Figura 4-26 exhibe a microestrutura da chapa B0 após tratamento térmico de têmpera, sendo possível observar alta presença de martensita crescendo sobre os grãos de austenita, como indicado na Figura 4-8. A representação tridimensional mostra a característica acicular da martensita. Na micrografia também é possível observar as fases ferríticas da matriz.

O tratamento térmico de austêmpera com 5 minutos de encharque foi capaz de formar grande quantidade de bainita superior na amostra B0, exposta através da Figura 4-27. O crescimento dessa fase foi realizado com consumo dos grãos de austenita. A imagem tridimensional possibilita notar as camadas de cementita (vale) e ferrita (pico) da fase austenítica. A matriz da microestrutura desse material é ferrítica.

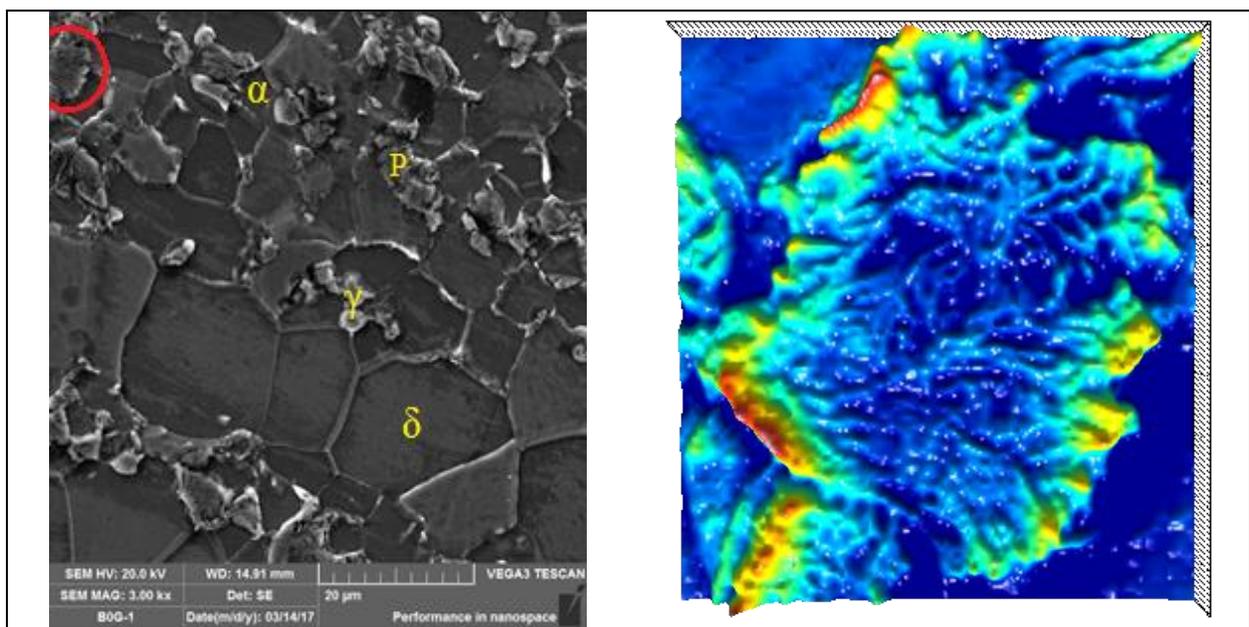


Figura 4-25: Micrografias da chapa normalizada B0, ME, com ilustração tridimensional demonstrando a transformação perlítica em detrimento da austenita (AUTOR).

Também com matriz ferrítica, a microestrutura das chapas submetidas a 7 minutos de encharque durante o tratamento térmico de austêmpera apresenta, diferente da anterior, bainita inferior, como apresentado na Figura 4-28. É possível que o maior tempo de encharque tenha resultado em menor taxa de resfriamento e, portanto, maiores condições de formação de bainita inferior ao invés de bainita superior na chapa, já que permite a migração de carbono da austenita para compor a cementita presente nas lâminas da bainita inferior e também possibilitar a dispersão de carbono na ferrita da fase bainítica. As agulhas de ferrita e

cementita da bainita inferior estão bem realçadas na imagem tridimensional apresentada, atravessando um grão de austenita. A nucleação das agulhas de bainita inferior aconteceu em grãos austeníticos dispersos.

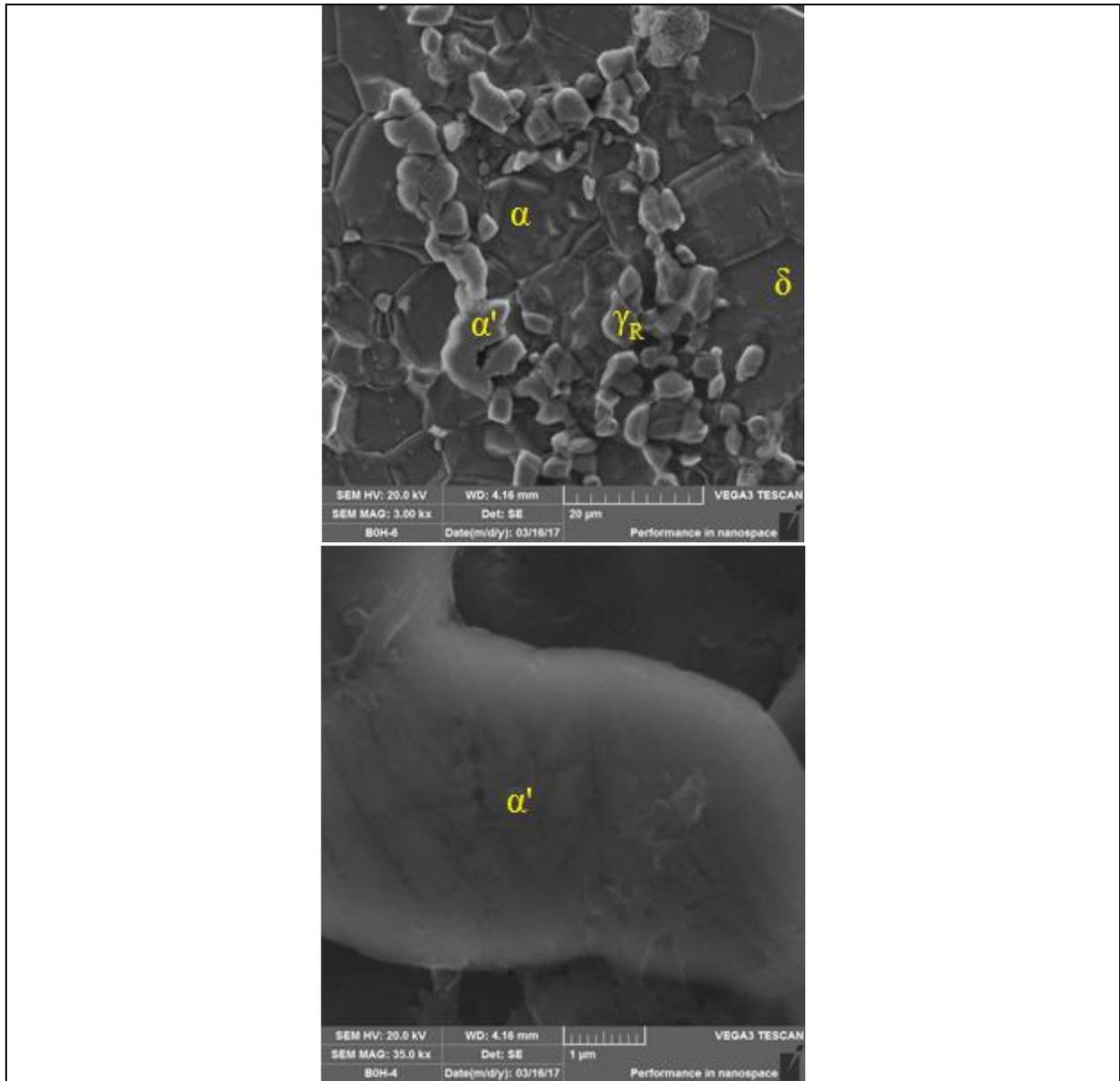


Figura 4-26: Micrografias da chapa temperada B0, MEV, matriz ferrítica com austenita e martensita (AUTOR).

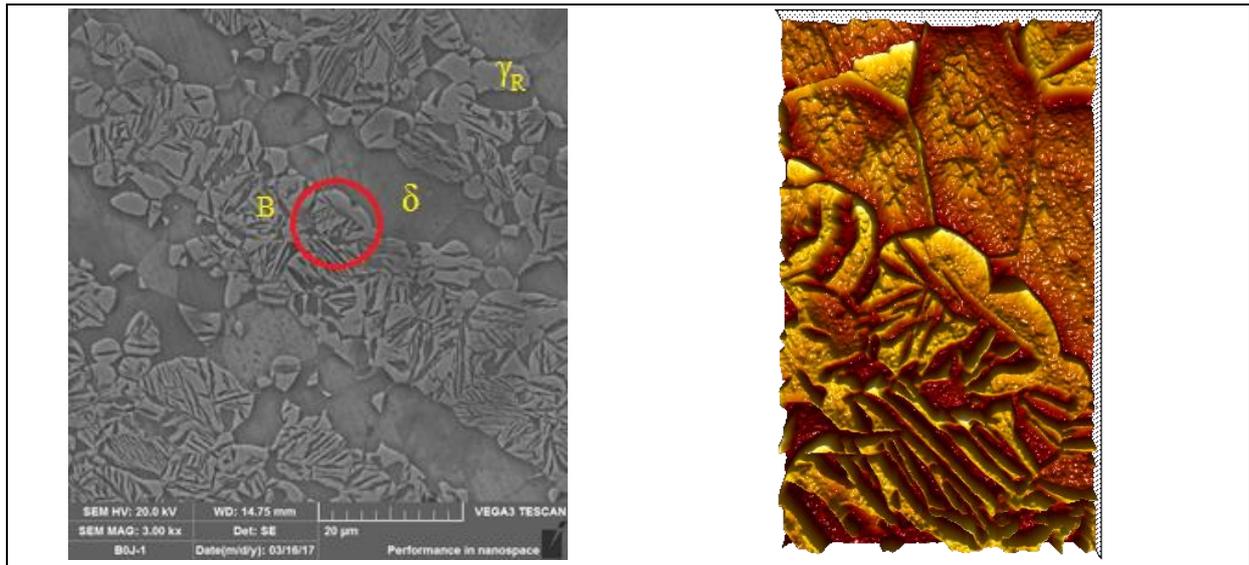


Figura 4-27: Micrografias da chapa austemperada por 5 minutos B0, MEV, região de bainita superior (AUTOR).

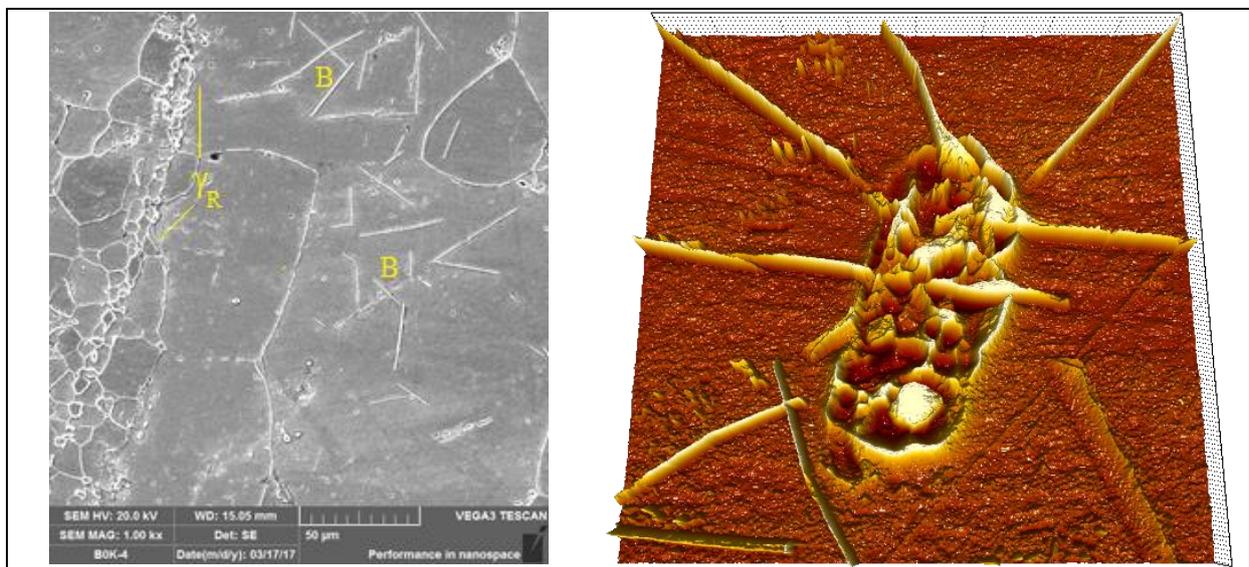


Figura 4-28: Micrografias da chapa austemperada por 7 minutos B0, MEV, com destaque para uma região de formação de bainita inferior (AUTOR).

4.4.2 LIGA B1 – 0,18C-0,55NB-4,54AL

A microestrutura da amostra B1 forjada está exposta através da Figura 4-29, onde é possível notar matriz ferrítica e grãos de austenita dispersos ao longo dos contornos de grão. Partículas mais claras na micrografia demonstram inclusive a presença de carbeto.

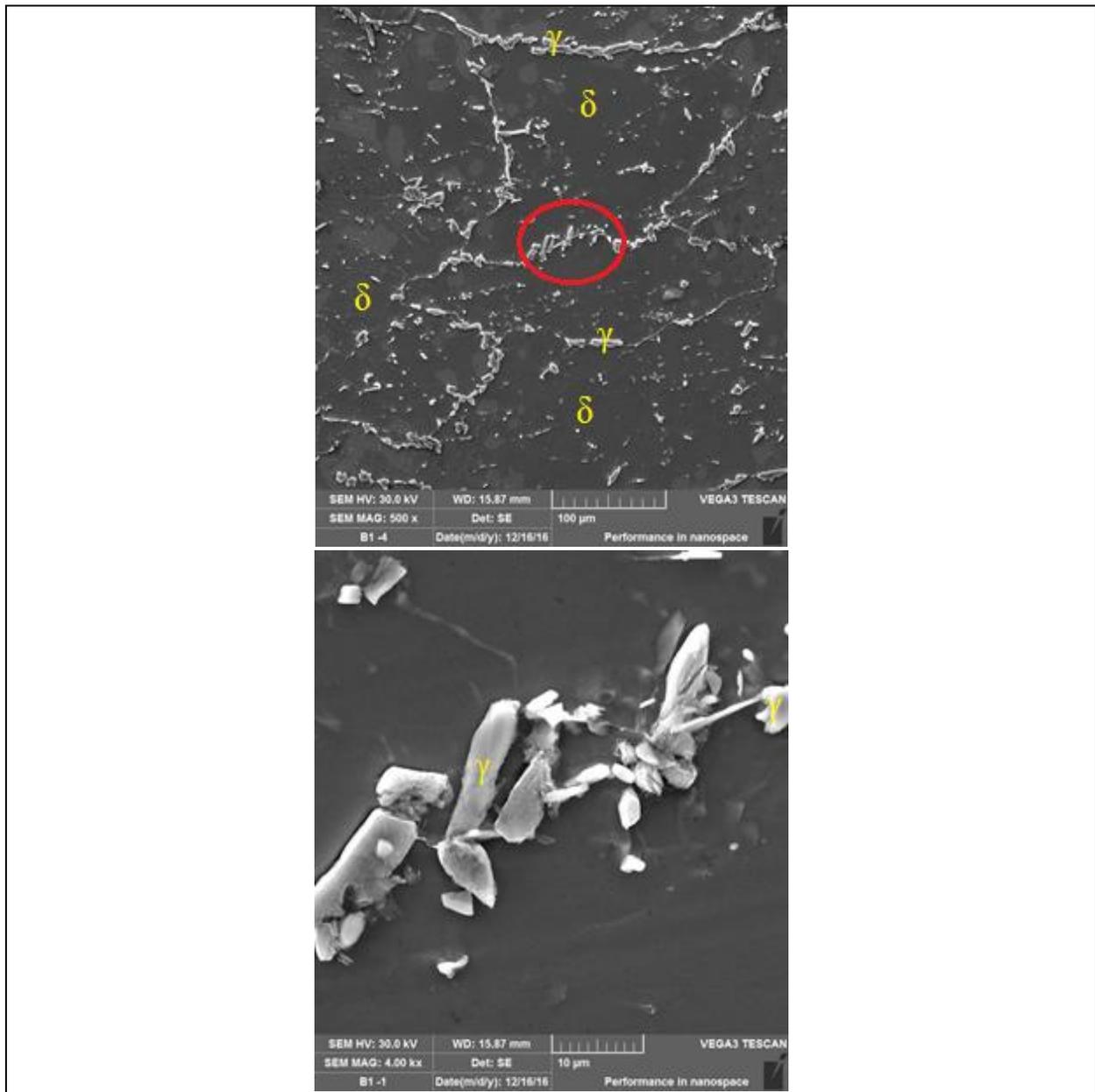


Figura 4-29: Micrografias da chapa forjada B1, MEV, grãos de austenita dispersos em matriz ferrítica (AUTOR).

O tratamento térmico de normalização da amostra B1 produziu a microestrutura ilustrada na Figura 4-30. A amostra é composta por matriz ferrítica, grãos de perlita e carbeto de nióbio, como os destacados pela representação tridimensional.

O procedimento de têmpera na amostra B1 não foi eficaz para a produção de martensita, como pode ser observado na Figura 4-31 e contrário do suposto por meio da Figura 4-8. Todavia, a redução da temperabilidade da chapa em função da formação de carbeto foi expressa por Silva e Mei (2010). Curiosamente, pequenas regiões perlíticas ainda podem ser observadas após o tratamento térmico, indicando que o resfriamento foi mais lento que o desejável.

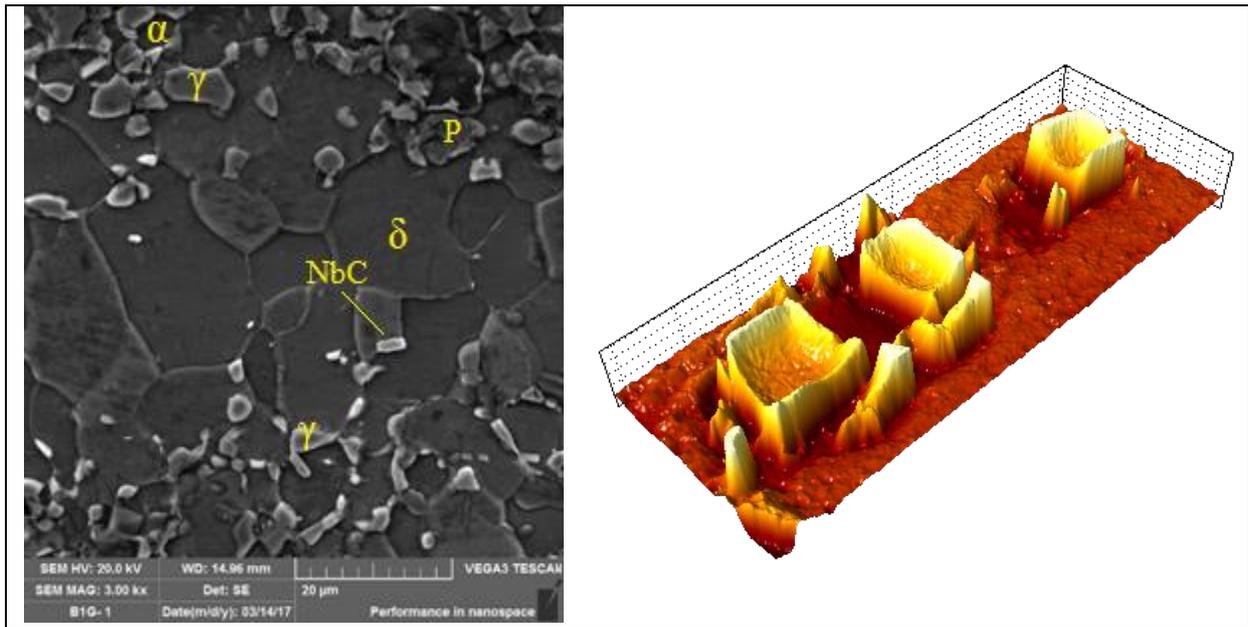


Figura 4-30: Micrografias da chapa normalizada B1, MEV, presença de perlita e carbeto de nióbio precipitados em matriz ferrítica (AUTOR).

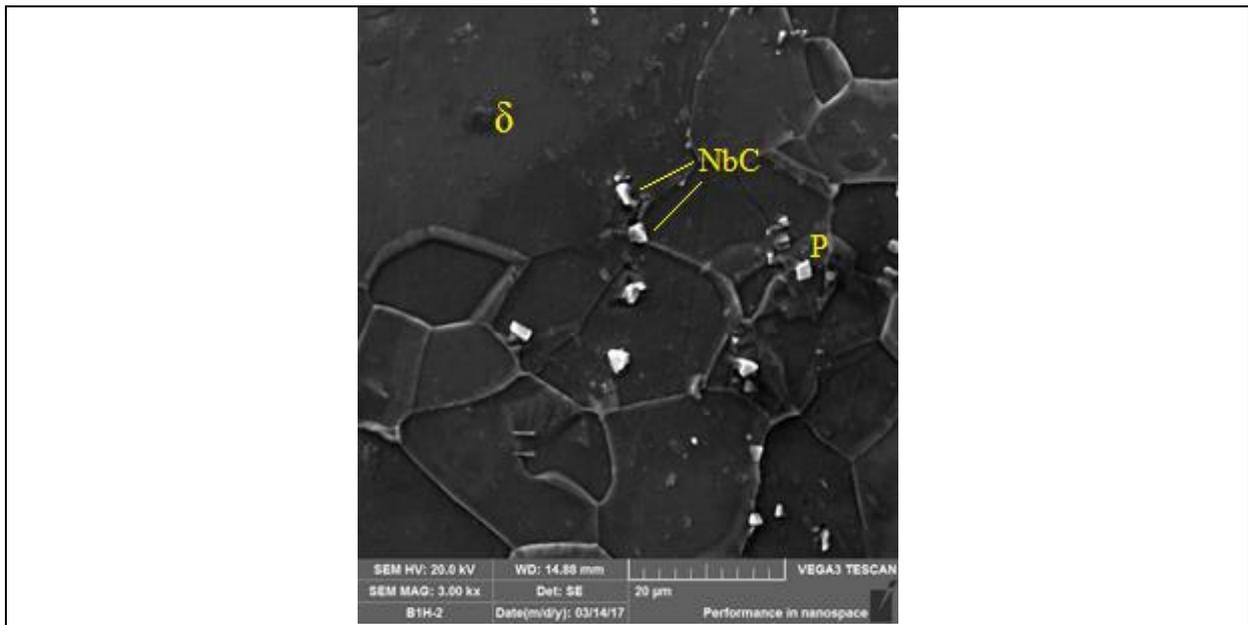


Figura 4-31: Micrografias da chapa temperada B1, MEV, regiões de perlita e carbeto de nióbio em matriz ferrítica (AUTOR).

Entretanto, a austêmpera com 5 minutos de encharque resultou na microestrutura exibida através da Figura 4-32, com grandes regiões de bainita inferior no interior dos grãos de ferrita. Também estão presentes carbeto de nióbio. As agulhas de bainita inferior estão em destaque na ilustração tridimensional.

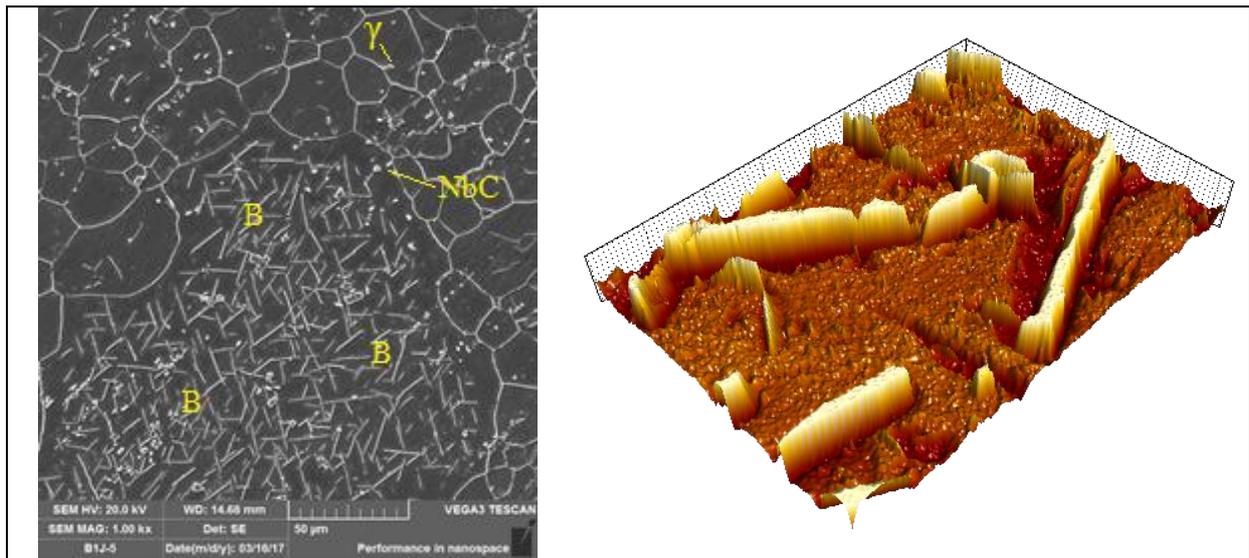


Figura 4-32: Micrografias da chapa austemperada por 5 minutos B1, MEV, ilustrando a formação de agulhas de bainita inferior (AUTOR).

Nas micrografias expostas na Figura 4-33, conseqüentes do tratamento térmico de austêmpera durante 7 minutos da chapa B1, também é possível visualizar carbeto. Entretanto, curiosamente não é notada a formação de bainita, sendo a microestrutura de matriz ferrítica com pequenas porções de perlita. A baixa quantidade de austenita foi prevista por meio da análise do deslocamento dos picos de austenita na Figura 4-7 e pela análise de fases por DRX na Figura 4-8.

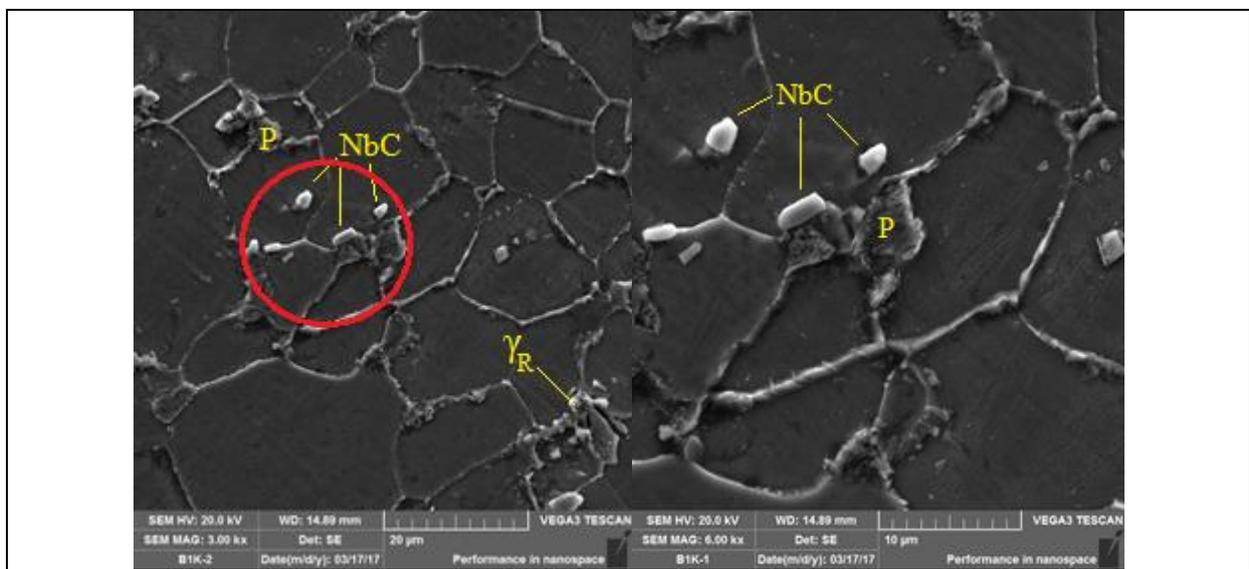


Figura 4-33: Micrografias da chapa austemperada por 7 minutos B1, MEV, matriz ferrítica com dispersão de carbeto de nióbio e fase perlita (P) (AUTOR).

4.4.3 LIGA A0 – 0,41C-0,00NB-5,03AL

A microestrutura da amostra A0 após forjamento está exibida através da Figura 4-34. As fases presentes são ferrita de Widmanstätten (α_w), formada em alta temperatura e presente nos contornos dos grãos ferríticos formando uma estrutura arborescente, e ferrita acicular (α_A). A ilustração tridimensional expõe a textura da ferrita de Widmanstätten.

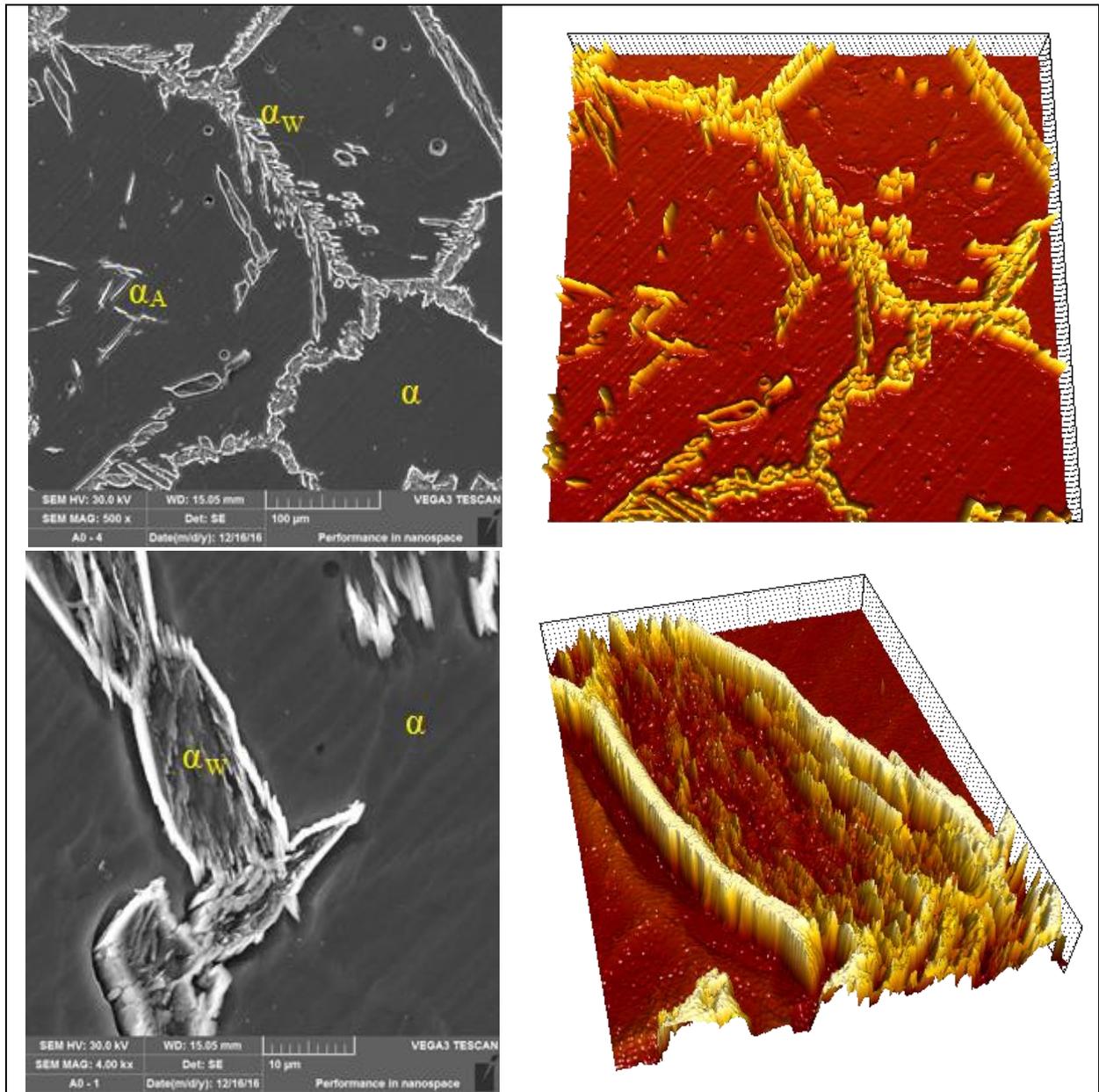


Figura 4-34: Micrografias da chapa forjada A0, MEV, sendo ferrita acicular (α_A) e ferrita de Widmanstätten (α_w) e representando a estrutura arborescente da ferrita de Widmanstätten dos contornos de grãos (AUTOR).

A Figura 4-35 mostra o efeito do tratamento térmico de normalização na microestrutura das chapas forjadas A0, resultando em uma estrutura de matriz ferrítica com regiões de perlita e austenita retida.

O tratamento de têmpera foi eficaz na amostra A0, como pode ser observado na Figura 4-36. Houve formação de consideráveis regiões de martensita, sendo a matriz ferrítica composta por ferrita α e δ . Ainda há a presença de austenita retida (γ_R). O resultado é coerente com o apontado pela análise de fases por difração de raios-X (Figura 4-8).

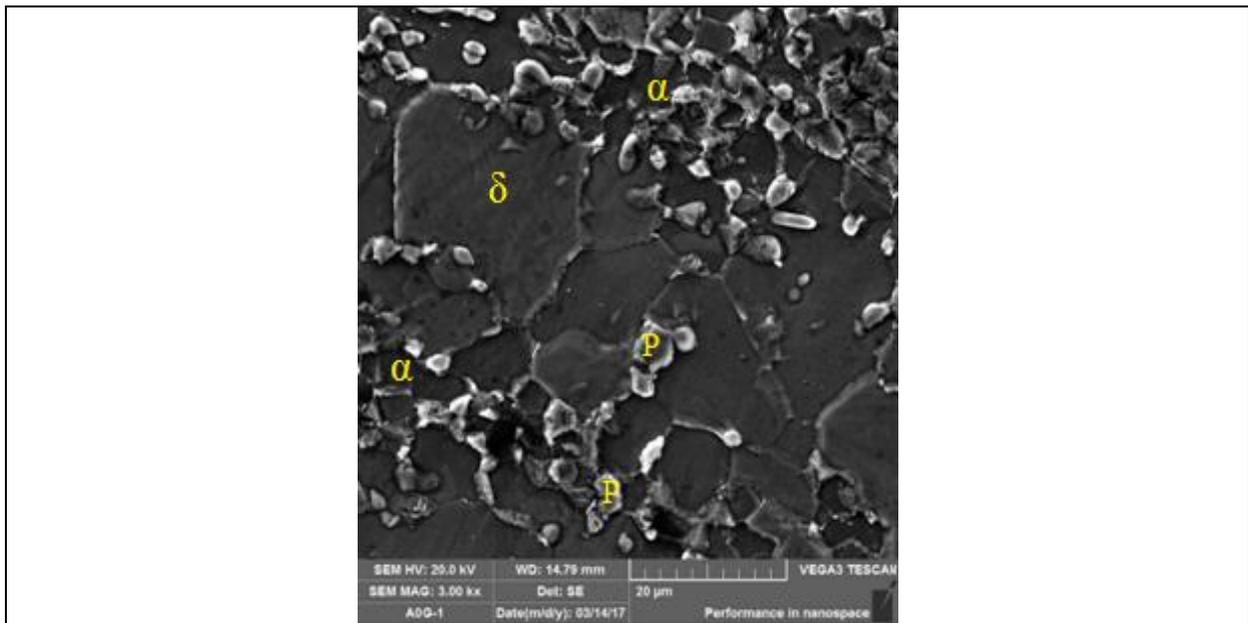


Figura 4-35: Micrografias da chapa normalizada A0, MEV, formação de perlita através da austenita (AUTOR).

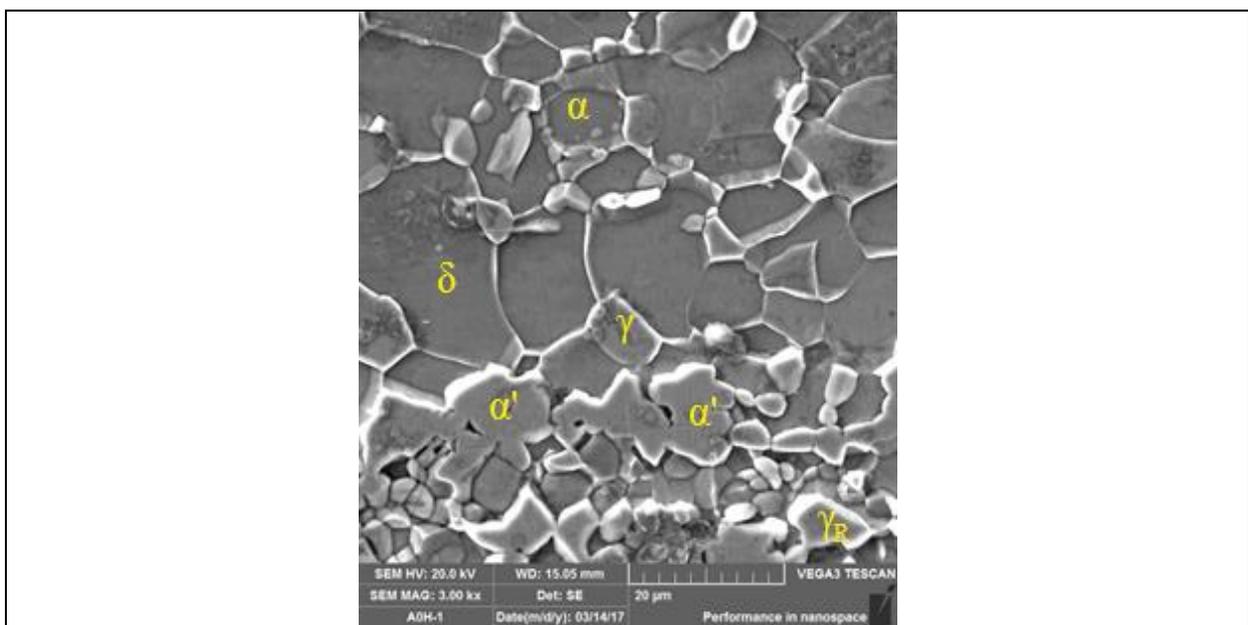


Figura 4-36: Micrografias da chapa temperada A0, MEV, martensita e austenita em matriz ferrítica (AUTOR).

De forma semelhante ao tratamento de têmpera, o tratamento de austêmpera durante 5 minutos também foi eficiente no processamento da chapa A0. A Figura 4-37 demonstra a microestrutura alcançada, com formação de bainita superior, que está em destaque na imagem tridimensional, onde as regiões de vale demonstram a presença de cementita na fase. Também podem ser observadas a matriz ferrítica e alguns grãos de austenita retida γ_R .

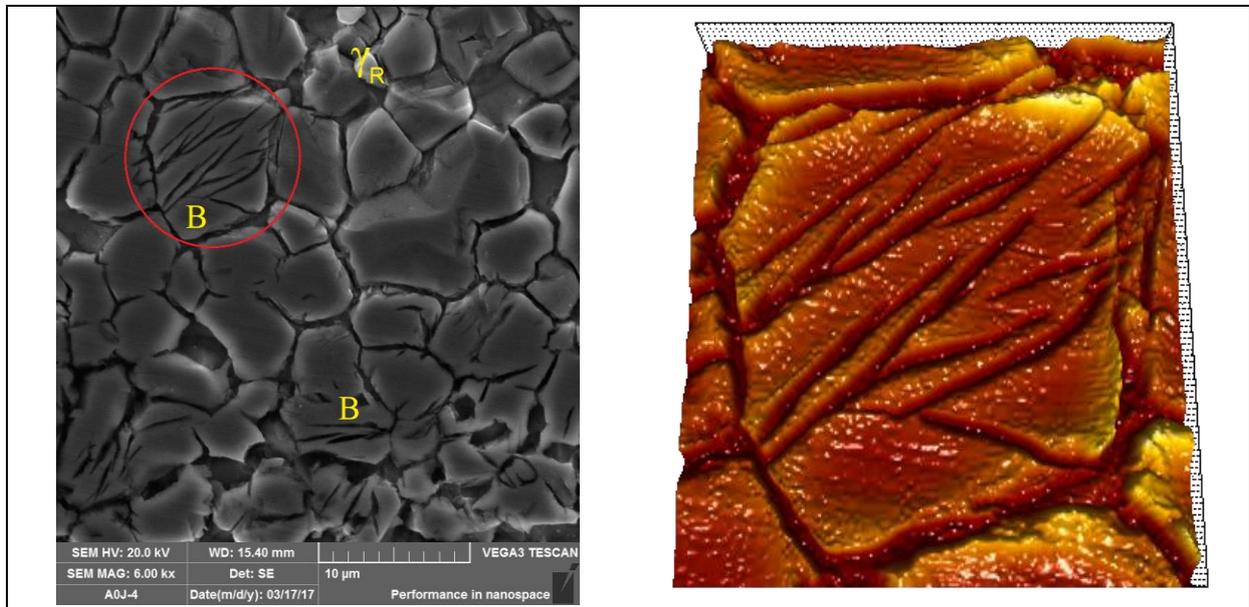


Figura 4-37: Micrografias da chapa austemperada por 5 minutos A0, MEV, região bainítica (AUTOR).

O maior tempo de encharque durante a austêmpera possibilitou aumento das regiões de bainita superior na amostra A0, como exposto com o auxílio da Figura 4-38. Assim, o maior tempo possibilitou crescimento e formação de regiões bainíticas, como indicado pela análise de deslocamento dos picos de austenita no difratograma (Figura 4-7).

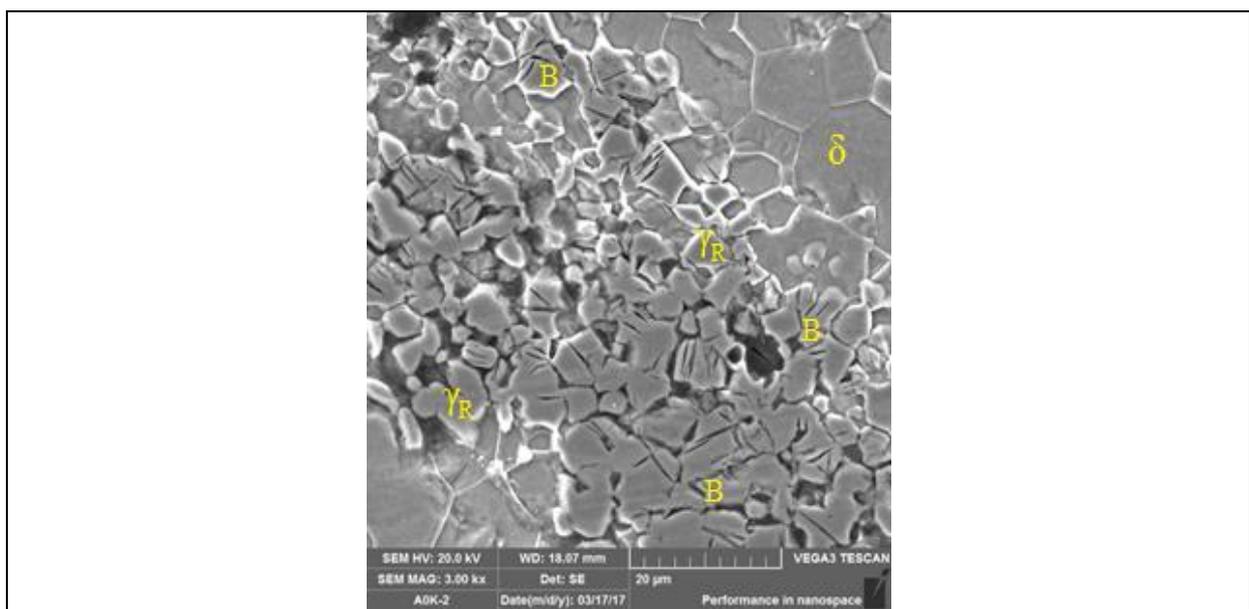


Figura 4-38: Micrografias da chapa austemperada por 7 minutos A0, MEV (AUTOR).

4.4.4 LIGA A1 – 0,40C-0,63NB-4,85AL

A microestrutura da amostra A1 forjada está apresentada por meio da Figura 4-39. A micrografia composta por matriz ferrítica e faixas de perlita apresenta ainda carbeto de nióbio. As ilustrações tridimensionais superior e inferior demonstram, respectivamente, carbeto de nióbio e uma fase perlítica com sua textura.

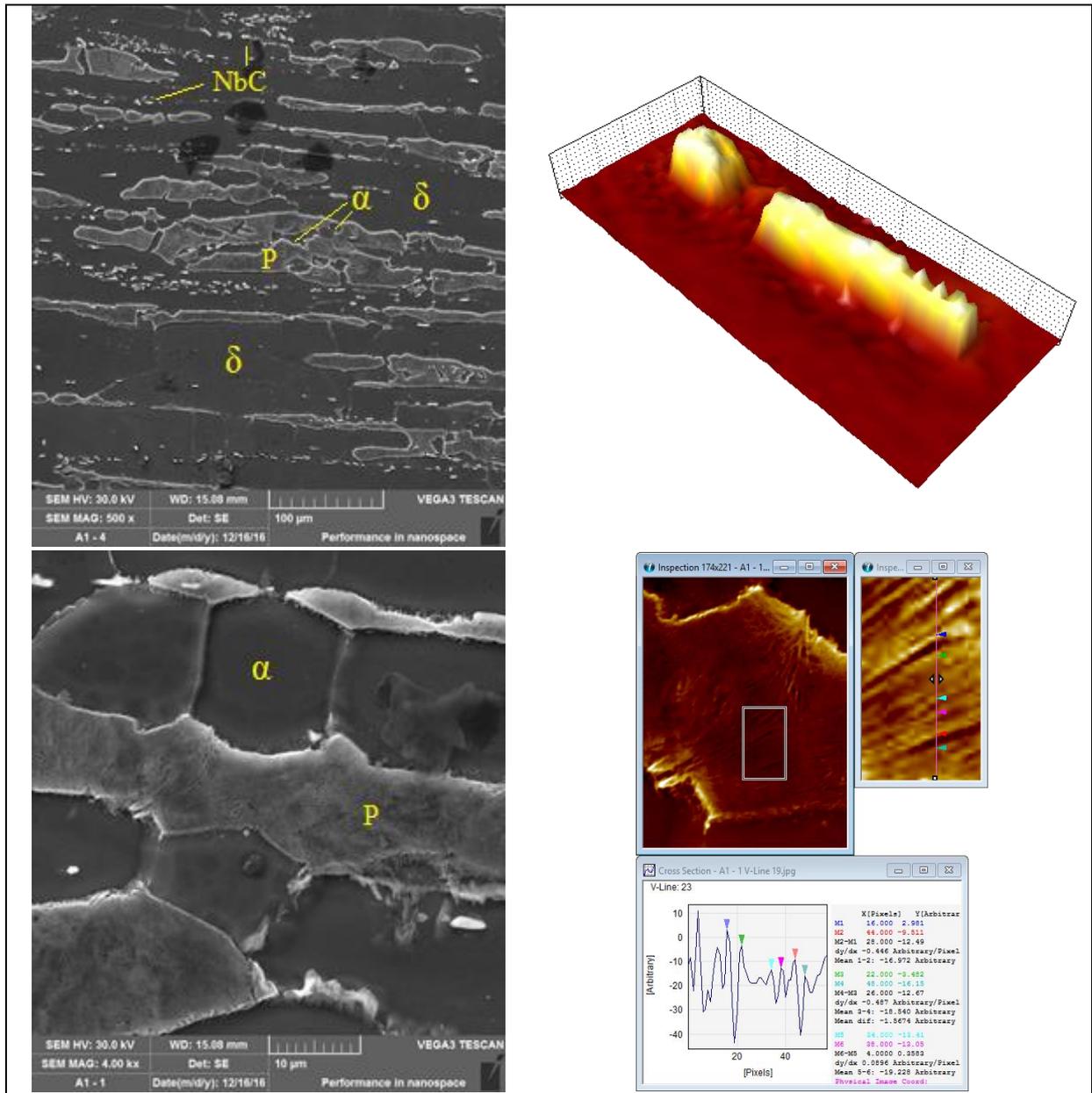


Figura 4-39: Micrografias da chapa forjada A1, MEV, com destaque para o carbeto de nióbio e para a fase perlita, mostrando os picos e os vales (AUTOR).

Em sequência ao forjamento, o tratamento térmico de normalização (Figura 4-40) produziu microestrutura fundamentalmente ferrítica, com poucas ilhas de austenita retida (γ_R),

mas mantendo a considerável presença de carbeto na chapa. A figura tridimensional demonstra o caráter plano da superfície da austenita.

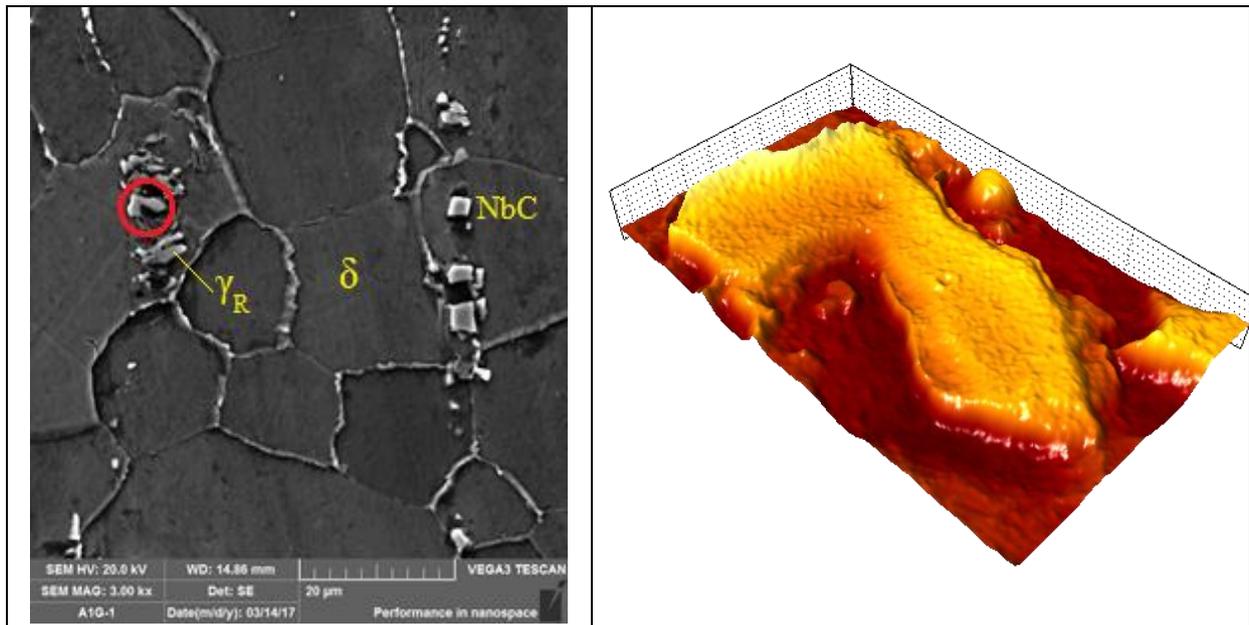


Figura 4-40: Micrografias da chapa normalizada A1, MEV, com superfície plana da fase austenita (AUTOR).

O tratamento de têmpera da chapa A1 resultou em uma microestrutura contendo matriz ferrítica e pequenas quantidades de austenita retida (γ_R), havendo formação de martensita (α'), como demonstrando na Figura 4-41. É possível também perceber a presença de pequenas frações de carbeto. A Figura 4-8 sugere maior fração de martensita na amostra A1 que na A0 em função da menor estabilidade da austenita, mas o nióbio age reduzindo a temperabilidade devido à formação de carbeto (SILVA; MEI, 2010).

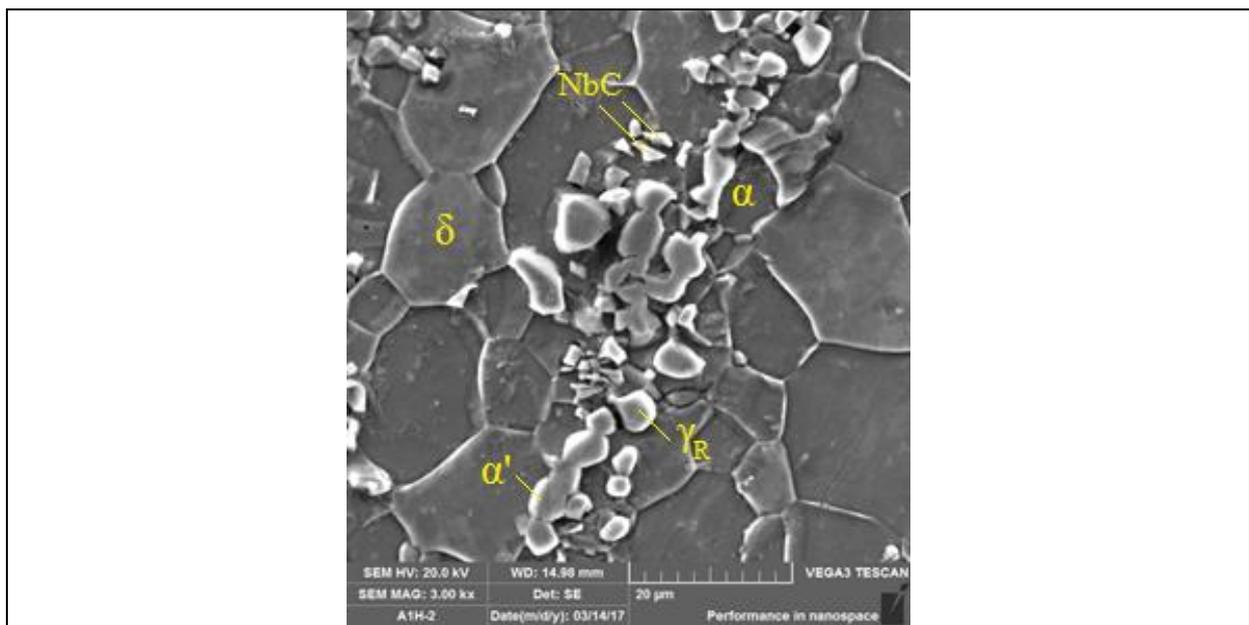


Figura 4-41: Micrografias da chapa temperada A1, MEV (AUTOR).

Para a amostra A1, o tratamento de austêmpera por 5 minutos não foi o suficiente para transformação bainítica, provavelmente porque a chapa não atingiu a temperatura almejada de forma homogênea. A micrografia, exibida pela Figura 4-42 contém matriz ferrítica e presença de perlita e carbeto. A figura em destaque demonstra a transformação perlítica a partir de um grão de austenita.

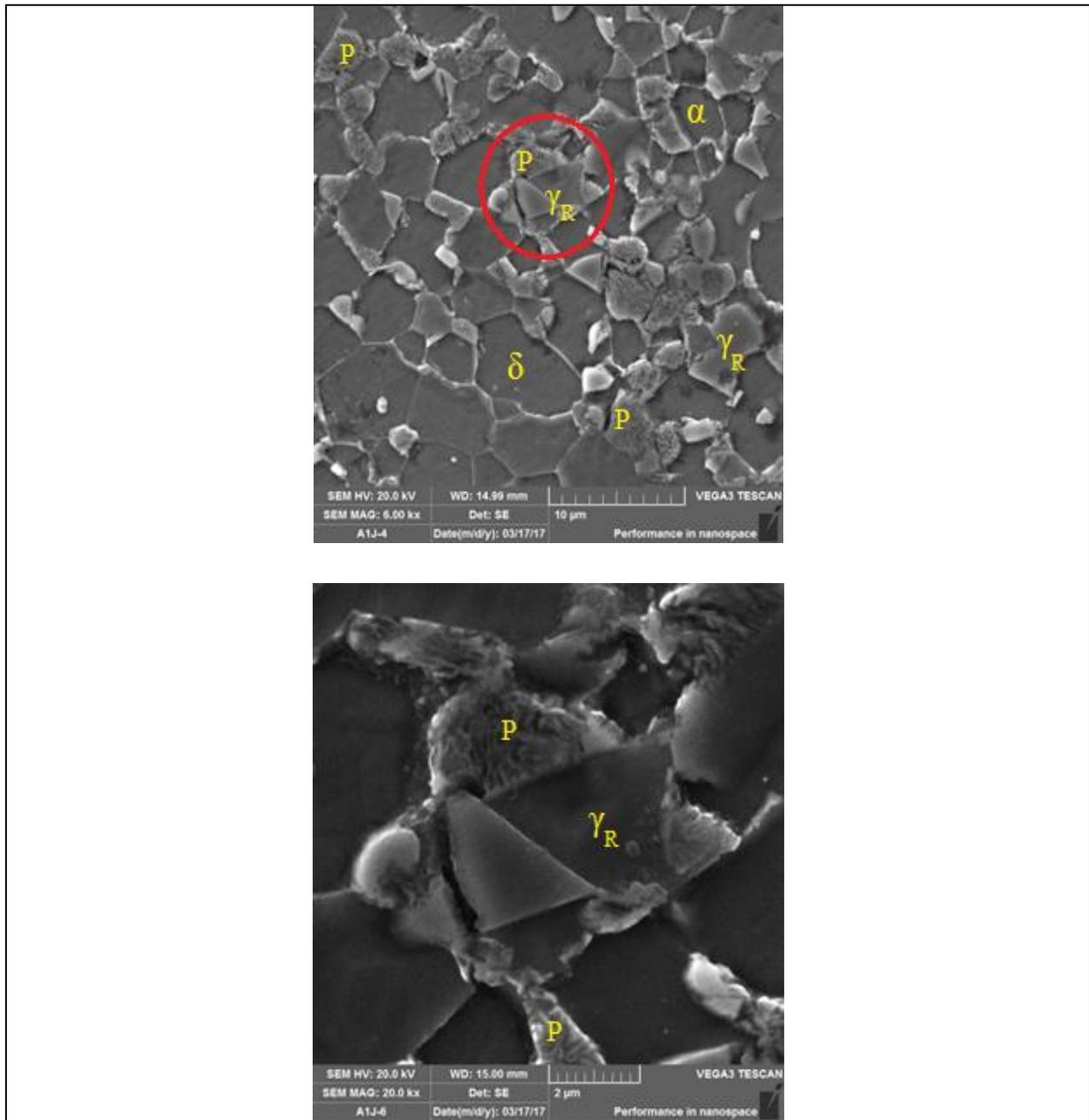


Figura 4-42: Micrografias da chapa austemperada por 5 minutos A1, MEV (AUTOR).

Todavia, com um maior tempo no tratamento de austêmpera, 7 minutos, foi possível que a temperatura se tornasse homogênea ao longo da chapa, o que possibilitou a formação de bainita superior, em detrimento da austenita como sugerido pela análise de fases (Figura 4-8).

Na Figura 4-43 é possível ver a microestrutura composta por matriz ferrítica, carbeto de nióbio, perlita (P), austenita retida (γ_R) e bainita superior (B). A ilustração tridimensional comprova a presença de perlita e bainita superior na amostra A1 austemperada.

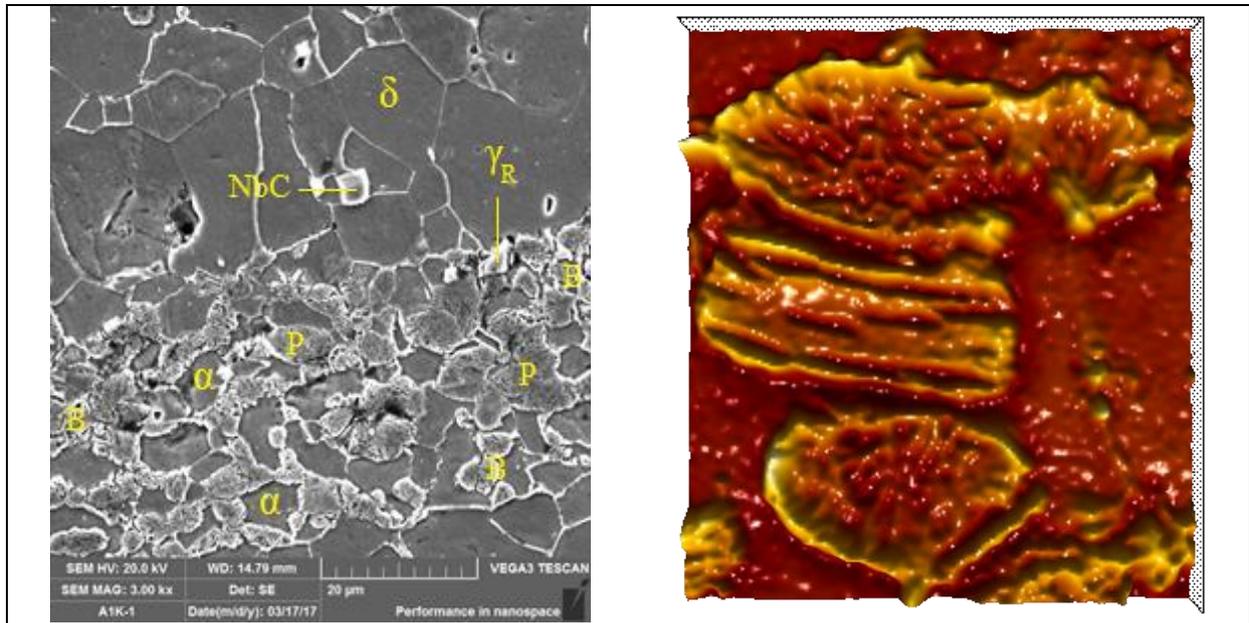


Figura 4-43: Micrografias da chapa austemperada por 7 minutos A1, MEV, com regiões de bainita (AUTOR).

4.5 MICRODUREZA VICKERS

A avaliação da microdureza permite medir a propriedade para diferentes fases presentes no material. Os carbeto de nióbio apresentaram dureza em torno de 300 HV, enquanto a martensita possui 410 HV, a bainita 247 HV e a matriz ferrítica 221 HV.

Os valores médios de microdureza Vickers e os respectivos desvios estão descritos de forma gráfica, na qual é fácil perceber o efeito do processamento e da composição química na propriedade. Lembrando que o processamento é descrito como normalização (*g*), têmpera (*h*), austêmpera 5 minutos de encharque (*j*) e austêmpera 7 min de encharque (*k*). Os resultados foram filtrados por uma análise estatística *t-Student* com 95% de confiança.

Nas Figura 4-44 estão descritos os resultados decorrentes da variação do processamento das ligas. É importante destacar que, por se tratar de microdureza, há uma dispersão considerável nos resultados de B1 e A1 devido à formação de carbeto de nióbio e em B0 e A0 por causa do carbono livre, que possibilita a formação de martensita (tópico 4.4). O nióbio tem grande afinidade a formar carbeto, reduzindo o teor de carbono livre e reduzindo a temperabilidade da chapa (SILVA; MEI, 2010).

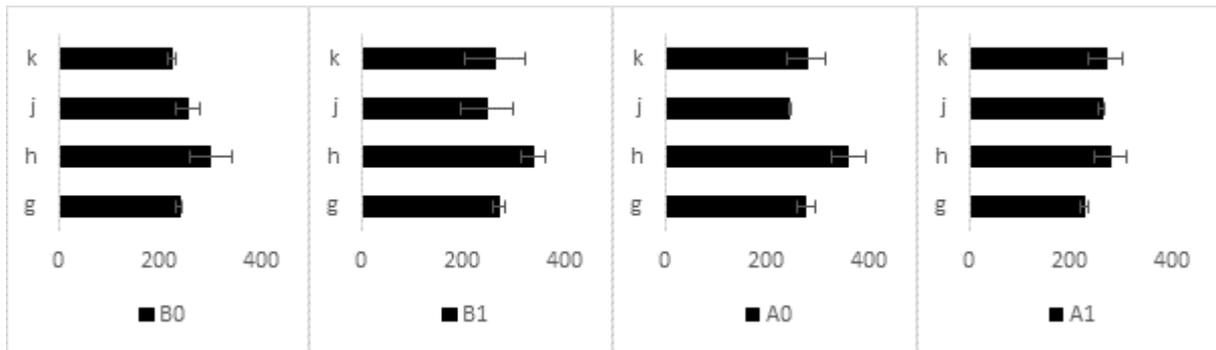


Figura 4-44: Microdureza Vickers em função do processamento das amostras (AUTOR).

Já a Figura 4-45 representa os dados de microdureza Vickers em função da composição química das chapas. A normalização e os tratamentos de austêmpera apresentaram valores de microdureza similares entre si e entre as amostras, demonstrando que a bainita não é tão mais dura que a ferrita. Para todas as ligas foi percebido maior valor de dureza para as amostras temperadas, devido à formação de martensita. A austêmpera com 7 minutos de encharque produziu bainita inferior na chapa B0, justificando o menor valor de microdureza apresentado uma vez que as demais amostras desenvolveram bainita superior.



Figura 4-45: Microdureza Vickers em função da composição química das amostras (AUTOR).

4.6 ESTAMPABILIDADE

4.6.1 COEFICIENTE DE LANKFORD

O coeficiente de Lankford (\bar{r} ou r_m) pode ser calculado com a utilização da Equação 3-11, considerando a anisotropia relativa a direção de laminação (0°), a 45° da direção de laminação e na transversal da direção de laminação (90°). Ademais, o *software* popLA é capaz de calcular os resultados de textura cristalográfica e prever o valor de \bar{r} a partir desses

dados. Essa operação está sustentada na sessão de Anexos na página 196. As informações sobre coeficiente de Lankford apresentadas neste tópico foram obtidas através desse *software*.

O gráfico da Figura 4-46 mostra a variação do coeficiente de Lankford em função da composição química e do processamento das chapas. É possível perceber que os maiores valores foram encontrados para as amostras laminadas a quente (e) e os menores para as temperadas (h). A laminação a frio (f) acarretou em redução do coeficiente de anisotropia plástica normal para quase todas as amostras. Tanto o tratamento de normalização (g) quanto a austêmpera 5 min (j) produziram resultados similares para todas as ligas, sendo esses abaixo da média geral. Já a austêmpera 7 min (k) provocou queda nos valores de Lankford, em relação a austêmpera 5 min, para as chapas sem nióbio e aumento nas demais ligas.

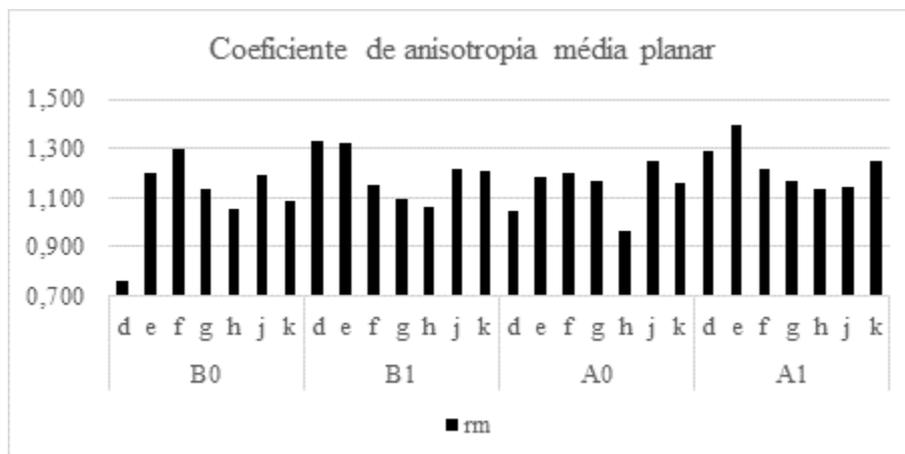


Figura 4-46: Coeficiente de anisotropia plástica média, ou Lankford (AUTOR).

Todos os valores encontrados para o coeficiente de Lankford estão abaixo de 1,8, valor mínimo ditado por Hoile (2000) como ideal para aços para estampagem profunda. Além disso, a partir do previsto por Mishra e Därmann (1982) é plausível considerar que a resistência ao escoamento ao longo da espessura é maior que na superfície das chapas, já que praticamente todos os resultados de anisotropia plástica média estão acima de 1,0. Dessa forma, é esperado que as chapas não apresentem bom comportamento para estampagem profunda, mesmo para os resultados de Lankford mais promissores das amostras austemperadas por 5 min. Essa indicação está coerente com o texto correspondente ao exame dos resultados de textura cristalográfica mostrados na Figura 4-16. O parâmetro de Lankford possibilita, assim, inferir o comportamento mecânico a partir dos resultados de textura cristalográfica.

4.6.2 PARÂMETRO B

Os resultados de Parâmetro B calculados para as amostras estão expostos na Figura 4-47. É notável que não há grande variação desses resultados, ou seja, poderia se inferir que os diferentes processamentos não foram consideravelmente suficientes para provocar alterações significativas no coeficiente de Lankford (\bar{r} ou r_m). Santos *et al.* (2016) afirmam que as melhores condições de estampabilidade são encontradas em chapas com menores valores de Parâmetro B.

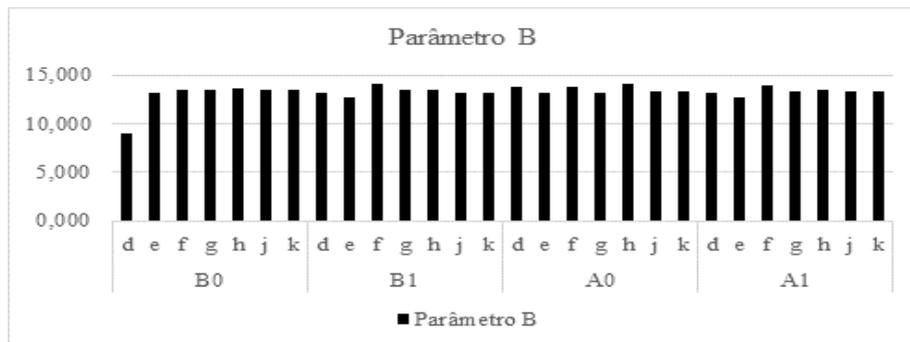


Figura 4-47: Valores B para as amostras processadas (AUTOR).

A partir do trabalho de Santos *et al.* (2016) foi elaborado o gráfico da Figura 4-48 em que os valores ideais de Parâmetro B para estampagem profunda foram demarcados de acordo com Hoile (2000), que solicita \bar{r} maior ou igual a 1,8. Uma vez em que os valores de Parâmetro B são superiores ao desejado para as chapas estudadas neste trabalho, é esperado que elas não apresentem boa conformação mecânica, em conformação com o apontado pelos resultados de textura cristalográfica (Figura 4-16) e do coeficiente de Lankford (Figura 4-46).

Todavia, para validar o Parâmetro B como simulador do coeficiente de Lankford (\bar{r}), é importante observar a correlação entre os valores encontrados para ambos os cálculos. A Figura 4-49 mostra os valores de correlação R^2 entre essas propriedades. Bons valores desta correlação estão acima de 0,9. A média dos resultados em torno de 0,5 apontam baixa correlação entre as duas propriedades, então a propriedade mecânica (\bar{r}) considerada para este trabalho será a calculada a partir dos dados de textura cristalográfica (tópico 4.6.1). Esse resultado vai em direção contrária ao afirmado por Santos *et al.* (2016).

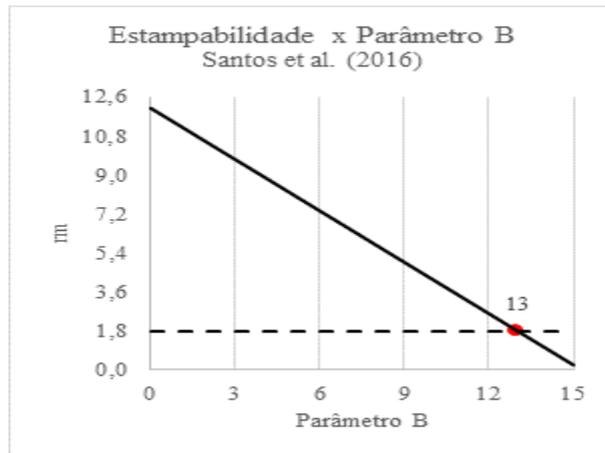


Figura 4-48: Parâmetro B para as amostras processadas por Igor (2016) (AUTOR).

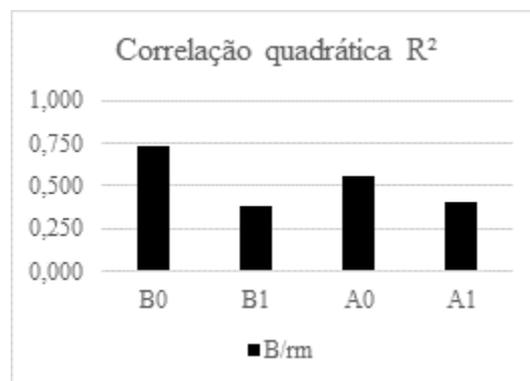


Figura 4-49: Correlação quadrática entre o Parâmetro B e o coeficiente de Lankford (AUTOR).

4.7 ENSAIO UNIAXIAL DE TRAÇÃO

4.7.1 CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO

Os resultados do ensaio de tração são curvas tensão-deformação, de onde os valores das propriedades mecânicas podem ser extraídos. Essas curvas estão expostas através das Figura 4-50 a Figura 4-54, com deformação até o limite de resistência à tração. É possível perceber o caráter frágil das amostras laminadas a frio pelo formato da curva apresentada, com elevado limite de resistência mecânica com pequena deformação. O acúmulo de tensões e de discordâncias acumuladas durante o processo de deformação dessas amostras é o responsável por esse efeito. Os tratamentos térmicos proporcionaram maior ductilidade para as chapas, notoriamente para as que contém mais carbono, embora essas tenham sido fragilizadas pela têmpera. O nióbio aumenta a ductilidade para a maioria dos casos, uma vez que possibilita

maior estabilidade para ferrita- δ . Os resultados medidos foram analisados detalhadamente no tópico 4.7.2.

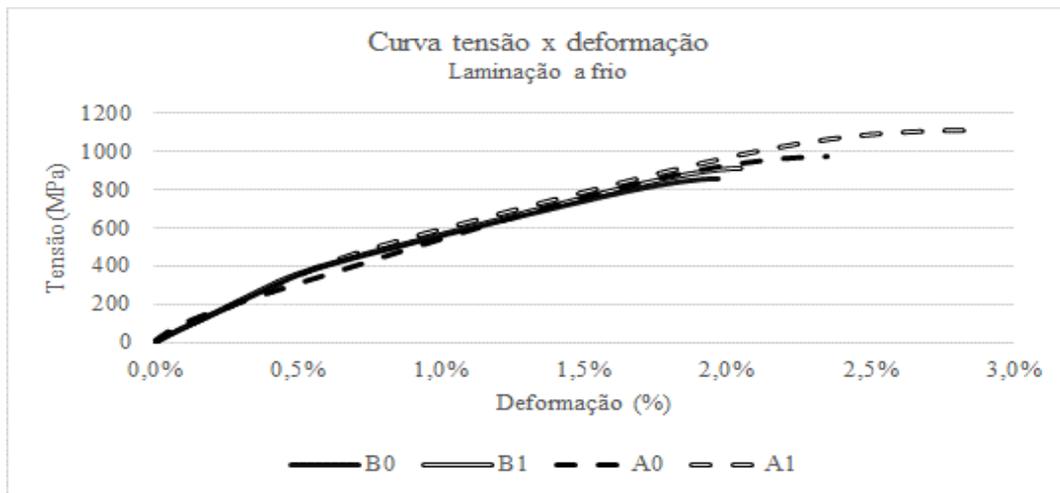


Figura 4-50: Curvas tensão-deformação das amostras laminadas a frio (AUTOR).

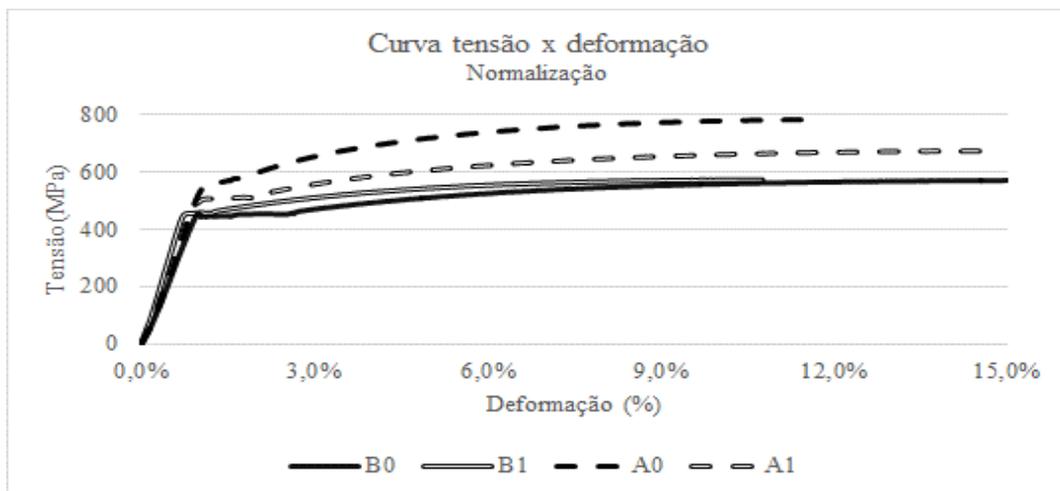


Figura 4-51: Curvas tensão-deformação das amostras normalizadas (AUTOR).

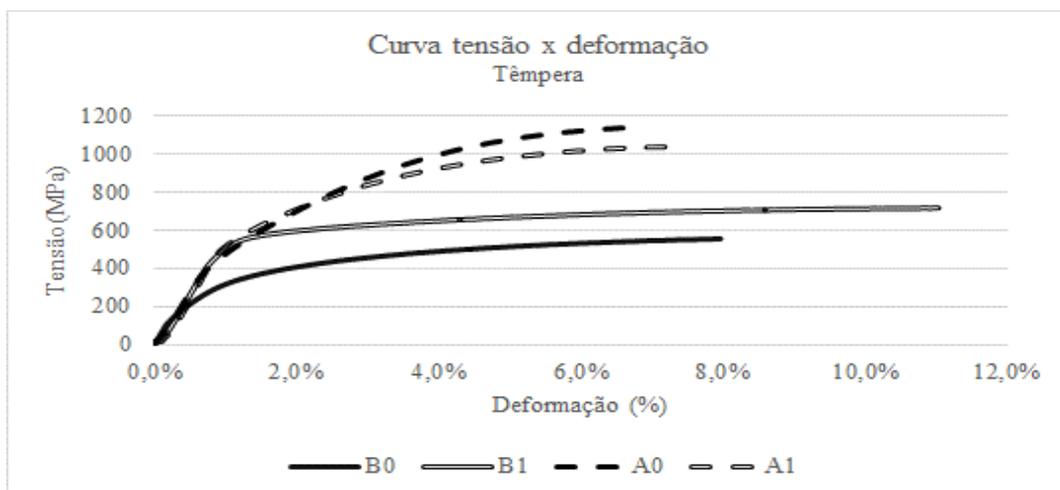


Figura 4-52: Curvas tensão-deformação das amostras temperadas (AUTOR).

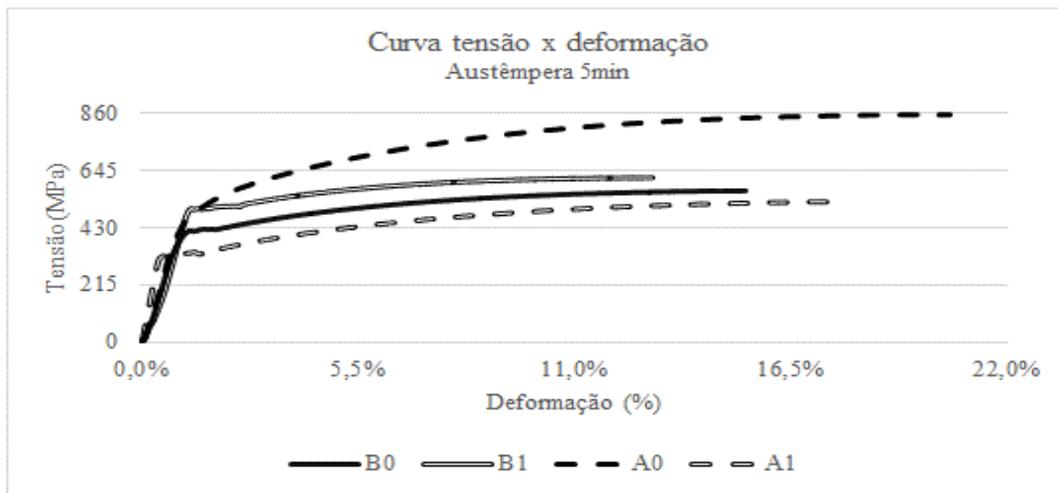


Figura 4-53: Curvas tensão-deformação das amostras austemperadas por 5 minutos (AUTOR).

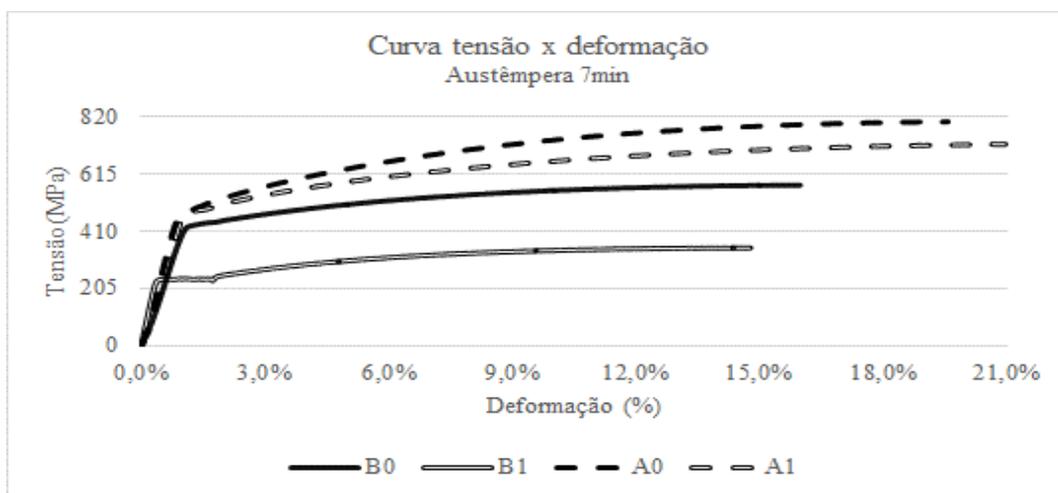


Figura 4-54: Curvas tensão-deformação das amostras austemperadas por 7 minutos (AUTOR).

4.7.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS

A fim de se analisar as variações nos resultados de propriedades mecânicas em função da composição química das ligas, foram elaborados os gráficos mostrados nas Figura 4-55 a Figura 4-57. As propriedades mecânicas calculadas foram limite de resistência à tração (*LR*), limite de escoamento (*LE*) e alongamento total (*AL*).

A Figura 4-55 mostra os dados de limite de escoamento (*LE*) das amostras ao longo de diferentes tratamentos térmicos. A maior oferta de carbono proporcionou maiores resultados em todos os tratamentos térmicos, mas o efeito da formação de carbeto de nióbio também influenciou nesses valores, invertendo o benefício da adição de carbono nas amostras temperadas e

austemperadas por menos tempo. O carbono atua de forma intersticial, reduzindo a mobilidade dos sistemas de deslizamento e, assim, dificultando a deformação plástica e elevando o limite de escoamento.

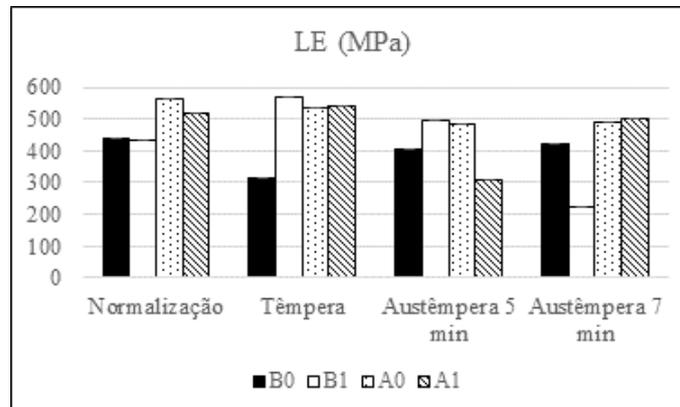


Figura 4-55: Limite de escoamento (LE) em função do processamento das chapas (AUTOR).

Na Figura 4-56 estão descritos os resultados de limite de resistência à tração das amostras processadas. Assim como ocorre no *LE*, o carbono também contribuiu para aumentar os valores de *LR*, quando comparamos amostras com as mesmas quantidades de nióbio. A exceção se dá nas chapas austemperadas por 5 minutos e com nióbio em suas composições químicas, devido à formação de bainita inferior na B1. Apesar de o nióbio ser um potencial refinador de grãos devido à formação de carbeto, o que provoca aumento da resistência mecânica e dureza da liga, ele também atua estabilizando a ferrita- δ , resultando em ganho de ductilidade e, conseqüentemente, redução da resistência mecânica. Para as ligas confeccionadas, o efeito combinado da adição do nióbio foi reduzir a resistência mecânica para as amostras com mais carbono e fortalecer a propriedade nas demais. O efeito refinador de grãos é superado pela estabilidade da ferrita- δ na presença de maior quantidade de carbono.

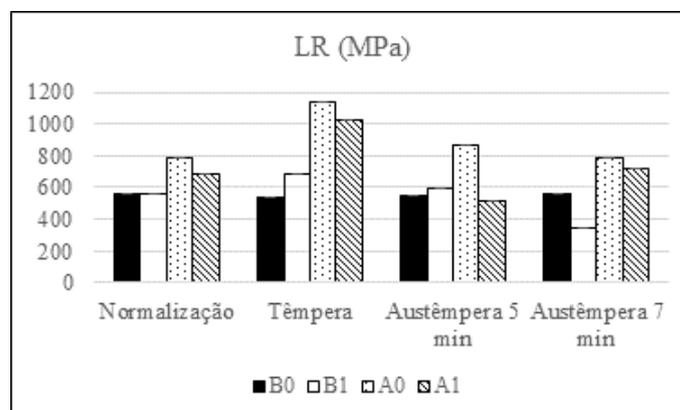


Figura 4-56: Limite resistência mecânica (LR) em função da composição química das chapas (AUTOR).

Os dados calculados de *AL* em função da composição química estão na Figura 4-57. No geral, os valores não foram grandemente alterados por meio da variação da composição química, apresentando similaridade para amostras após o mesmo tratamento térmico. A ductilidade (*AL*) foi maior para os tratamentos de austêmpera, aumentando em função do tempo de encharque, especialmente para as ligas com nióbio, que retém carbono e favorece as transformações austeníticas, além de estabilizar a ferrita- δ . A formação de martensita foi prejudicial ao *AL* das amostras temperadas, como esperado.

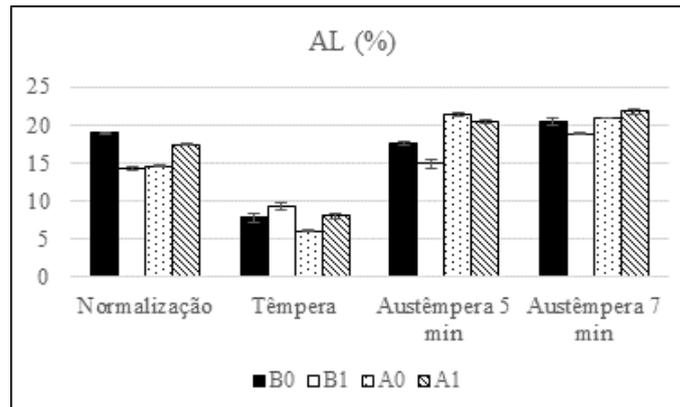


Figura 4-57: Alongamento total (*AL*) em função da composição química das chapas (AUTOR).

A microdureza Vickers (*HV*) é bem correlacionada com o limite de resistência à tração (*LR*), de forma que a interpretação dos resultados expostos na Figura 4-45 e na Figura 4-56 são coerentes, de forma proporcional. Essa relação não apresentou dados coerentes nas amostras A1 normalizada e temperada e B1 austemperada. Enquanto nas primeiras o resultado de *LR* estipulado foi menor que o calculado, na terceira aconteceu o oposto, ambas devido ao efeito da retenção de carbono livre da matriz e das regiões austeníticas das ligas para formação de carbeto.

A correlação entre as propriedades mecânicas medidas de *LR*, *LE* e *AL* também foi realizada em função do processamento das ligas, com o objetivo de se entender o efeito do tratamento térmico na resposta final encontrada. Os dados estão mostrados em forma de gráficos da Figura 4-58 a Figura 4-60.

Os valores calculados de *LE* são mostrados na Figura 4-58 em função do processamento das chapas. É possível perceber que os tratamentos surtiram maiores efeitos nas amostras que contém nióbio em suas composições químicas, devido à formação de carbeto que resultam em redução do carbono livre e da estabilização da austenita, suscitando transformações de fase, que se comportam de forma mais diversas quando submetidas a esforços mecânicos. Essas variações são ainda mais notáveis nas amostras austemperadas, devido à formação de

carbeto de nióbio e de transformação bainítica. A amostra B1, com menos carbono, apresentou resultados melhores para menores tempos de encharque, ao contrário das amostras com maior quantidade de carbono.

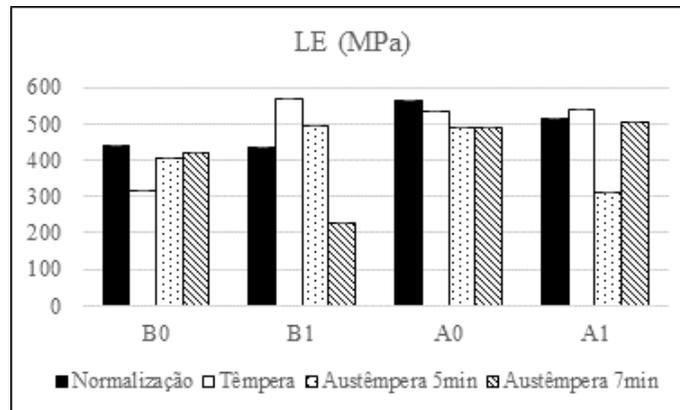


Figura 4-58: Limite de escoamento (LE) em função do processamento das chapas (AUTOR).

Já os dados sobre limite de resistência à compressão (*LR*) estão dispostos na Figura 4-59, onde se nota pouca dispersão entre os valores das chapas após processos de normalização e têmpera. Entretanto, o comportamento dos produtos austemperados oscila de forma similar às ocorridas para os resultados de limite de escoamento e decorrentes dos mesmos fatores.

A Figura 4-60 expressa o comportamento do alongamento total (*AL*) das chapas termicamente tratadas. Os tratamentos produziram resultados similares entre as amostras, denotando a boa reprodutividade alcançada. Para todas as amostras, o menor *AL* foi registrado em decorrência do tratamento térmico de têmpera, já que a martensita é deletéria à ductilidade das chapas. De forma análoga, os maiores resultados foram encontrados nas ligas após austêmpera com maior tempo de encharque, devido a uma maior transformação bainítica. Através do gráfico é possível observar que as variáveis de processamento foram mais influentes na variação de *AL* que a mudança na composição química das chapas.

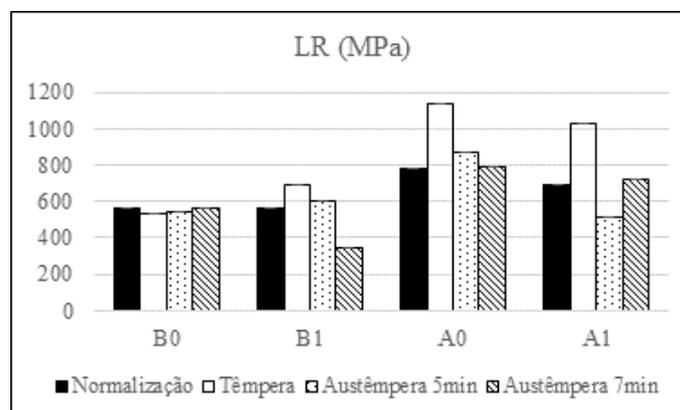


Figura 4-59: Limite resistência mecânica (LR) em função do processamento das chapas (AUTOR).

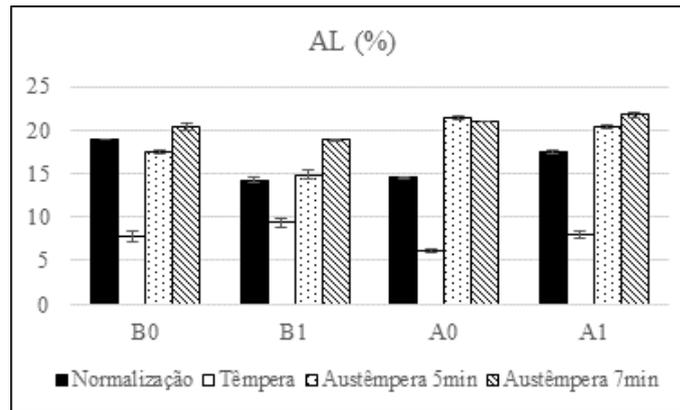


Figura 4-60: Alongamento total (AL) em função do processamento das chapas (AUTOR).

Os valores discordantes da relação entre a microdureza Vickers (HV) e o limite de resistência à tração (LR) foram encontrados nas chapas A1 normalizada e B1 austemperada 7 min. Na primeira, os valores de LR estão acima do esperado, o que pode ser justificado pela elevada formação de carbeto, enquanto na segunda o LR é inferior ao estipulado, também resultante da formação de carbeto, que reduz a quantidade de carbono disperso na matriz ferrítica e na austenita.

Ao se comparar os resultados de coeficientes de Lankford calculados com LR em função do processamento, mostrados respectivamente na Figura 4-46 e na Figura 4-59, é possível notar algumas pequenas diferenças. A presença do nióbio nas chapas austemperadas resultou em maiores valores na relação LR /Lankford, ou seja, resultados de limite de resistência à tração maiores que os esperados pela análise da anisotropia. Esse efeito também ocorreu nas amostras temperadas.

4.7.3 DIAGRAMA DE CLASSES

Os aços podem ser classificados de diversas formas em diversas categorias, como por composição química, propriedades óticas, físicas e mecânicas, dentre outros. Os aços de alta resistência foram projetados em função do comportamento mecânico da forma ilustrada na Figura 4-61, a partir do comportamento tensão-deformação. Essa ilustração será utilizada na compreensão dos dados experimentais encontrados neste trabalho pelo ensaio de tração. As principais classes de aço expostas, descritas no tópico 2.1.1, são: Aços avançados de alta resistência (AHSS), *Transformed induced plasticity* (TRIP), *Transformed twinning plasticity*

(TWIP), *Dual phase* (DP), *Complex phase* (CP), Aços martensíticos (MS), *Interstitial free* (IF), Alta resistência baixa liga (HSLA).

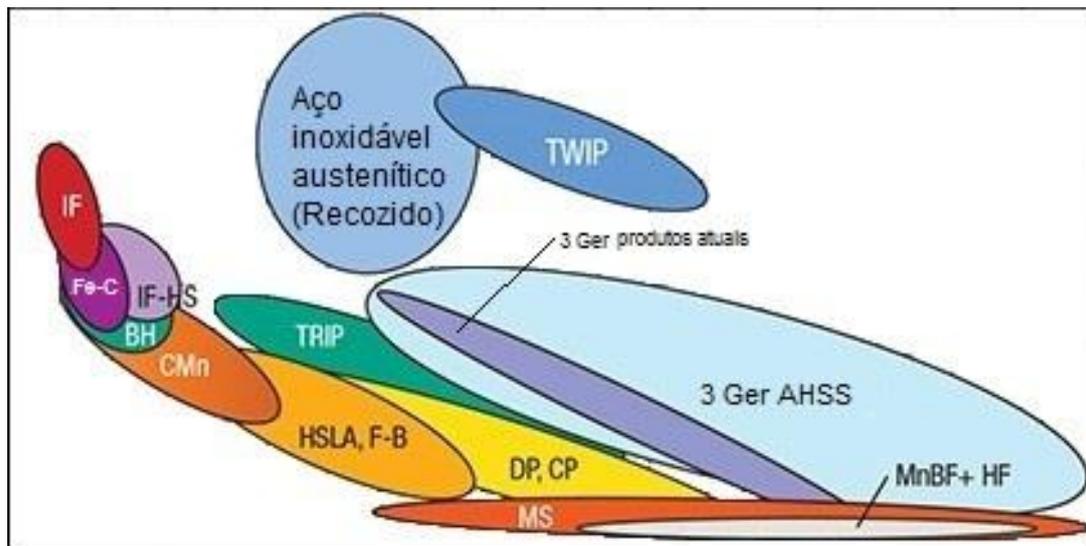


Figura 4-61: Diagrama de classes de aços convencionais e avançados (WORLDAUTOSTEEL, 2014).

Os valores experimentais oriundos do ensaio de tração foram organizados em decorrência do comportamento tensão-deformação e plotados na Figura 4-62. Os resultados tendem a se agrupar em determinadas regiões do gráfico, possibilitando uma compreensão do comportamento mecânico das amostras em decorrência da classe de aços em que elas se sobrepõem no diagrama, utilizado como pano de fundo do gráfico. Estão representadas as ligas nas condições laminada a frio (f), normalizada (g), temperada (h), austemperada 5 min (j), austemperada 7 min (k). A simbologia utilizada foi, respectivamente, círculo, triângulo, quadrado, losango e traço. A liga B0 foi plotada na cor azul, a B1 em preto, a A0 em vermelho e a A1 em verde.

O diagrama aponta quatro regiões ocupadas pelos pontos no gráfico: em menores volumes TRIP, DP/CP e em maiores concordâncias HSLA, MS. Como esperado, amostras com mais carbono apresentam maiores valores de *LR*.

Em todas as composições químicas, o comportamento tensão-deformação das amostras laminadas a frio foi similar aos aços martensíticos. Isso é decorrente do acúmulo de tensões geradas nessas chapas em função da deformação mecânica, que induz a formação de discordâncias e provoca aumento do *LR* em detrimento da ductilidade. A liga B0 sobrepõe à região da classe HSLA em quase todas as amostras termicamente tratadas, com exceção para as temperadas, que apresentam *AL* menor que as demais. As amostras tratadas B1 também ocupam a região delimitada pela classe HSLA, fora as decorrentes do tratamento térmico de austêmpera com 5 minutos de encharque. Já o comportamento mecânico exibido pela chapa

A0 conseguiu atingir a seção de aços TRIP em amostras normalizadas e austemperadas por 7 minutos, assim como as amostras austemperadas 5 minutos da liga A1. Excetuando o tratamento de têmpera, que acarretou em amostras na região MS, os demais tratamentos proporcionaram a essas últimas ligas comportamento mecânico típico de aços HSLA.

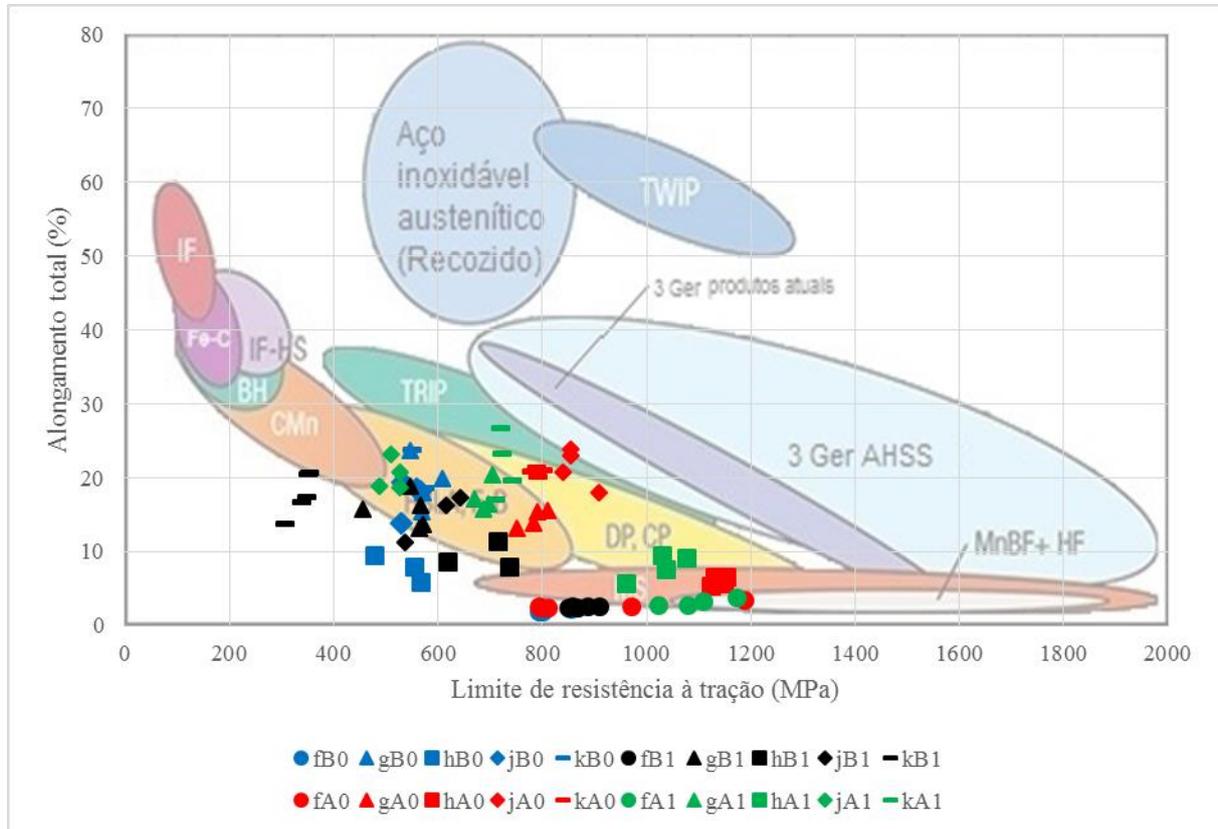


Figura 4-62: Diagrama de conformabilidade das amostras analisadas plotado sobre diagrama de classes de aços convencionais e avançados (AUTOR; WORLDAUTOSTEEL, 2014).

Em relação ao processamento, a laminação a frio (f) produziu chapas deformadas com propriedades mecânicas paralelas às apresentadas por aços martensíticos, devido ao grande acúmulo de tensão resultante da deformação mecânica. Quanto aos tratamentos térmicos, a normalização acarretou em amostras com comportamento mecânico típico da classe HSLA. O tratamento de têmpera resultou em maiores *LR* nas ligas com maior teor de carbono e o comportamento desses materiais pode ser comparável aos aços martensíticos (MS). A austêmpera com 5 minutos de encharque forneceu amostras com características de aços HSLA, exceto para a liga A0, que apresentou comportamento similar aos TRIP. Já a austêmpera por 7 minutos produziu grande variabilidade na classificação dos aços. Uma vez em que chapas com menos carbono apresentaram menores valores de *LR*, os comportamentos mecânicos apresentados são mais similares aos aços HSLA, enquanto a maior quantidade do elemento sugere analogia com aços TRIP.

4.7.4 COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO n E DE RESISTÊNCIA MECÂNICA K

Os valores dos coeficientes de encruamento e de resistência mecânica foram obtidos a partir das propriedades mecânicas, através das equações de Hollomon e Ludwik, e filtrados por uma análise estatística *t-Student* com 95% de confiança, para se avaliar o erro estatístico dos resultados. O valor de n representa a capacidade com a qual a deformação é distribuída pelo material, pela mobilização de discordâncias, e indica que o estiramento da chapa é maior para maiores valores de n .

Os gráficos da Figura 4-63 exibem os valores dos coeficientes de encruamento e de resistência das amostras tratadas termicamente calculados pelas equações de Hollomon. É notável que todos os tratamentos térmicos sucederam em coeficientes de encruamento menores que na laminação a frio. Houve maior endurecimento no tratamento de têmpera, exceto para a liga A1, possivelmente devido à presença de carbeto de nióbio.

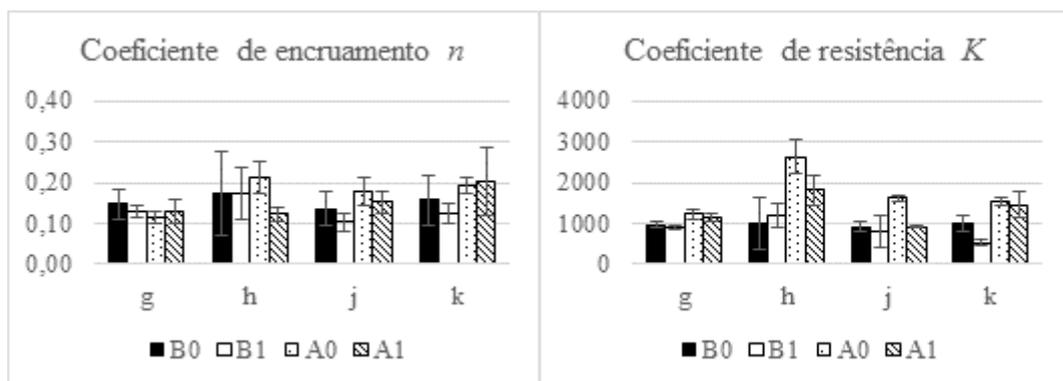


Figura 4-63: Coeficientes de encruamento e de resistência pelas equações de Hollomon (AUTOR).

Os valores encontrados por meio das equações de Ludwik apresentaram, em média, o dobro do coeficiente de encruamento e a metade do coeficiente de resistência dos calculados por Hollomon, e estão apresentados graficamente na Figura 4-64.

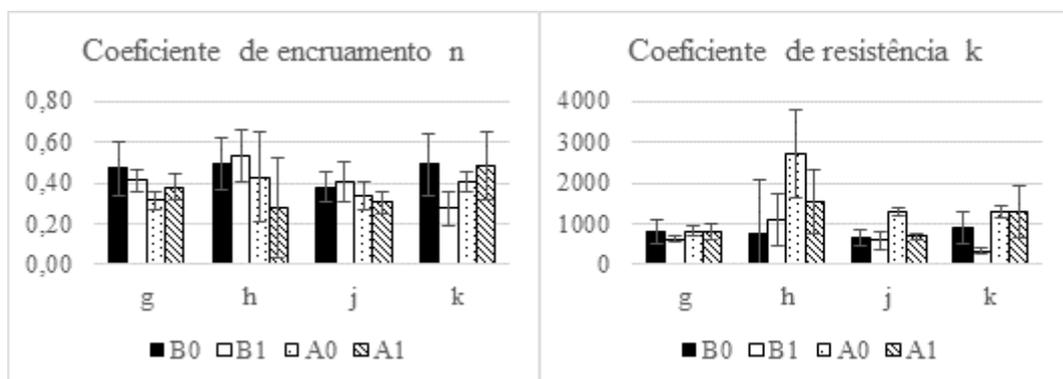


Figura 4-64: Coeficientes de encruamento e de resistência pelas equações de Ludwik (AUTOR).

As correlações entre os resultados encontrados para os coeficientes por meio das equações de Hollomon e Ludwik foram calculadas por comparação com as curvas experimentais do ensaio de tração, na região próxima ao limite de resistência mecânica. Quanto maior o valor de correlação (r), melhor é a aproximação das equações com os dados experimentais, sendo desejados valores entre 0,95 e 1. A análise da correlação está sintetizada na Figura 4-65, explicitando a similaridade entre as equações, tanto em função da composição química quanto em função do processamento (laminação a frio, normalização, têmpera e austêmperas). As equações de Hollomon e Ludwik podem ser utilizadas com boa correlação para calcular os coeficientes das amostras laminadas a frio e temperadas, exceto da liga B1.

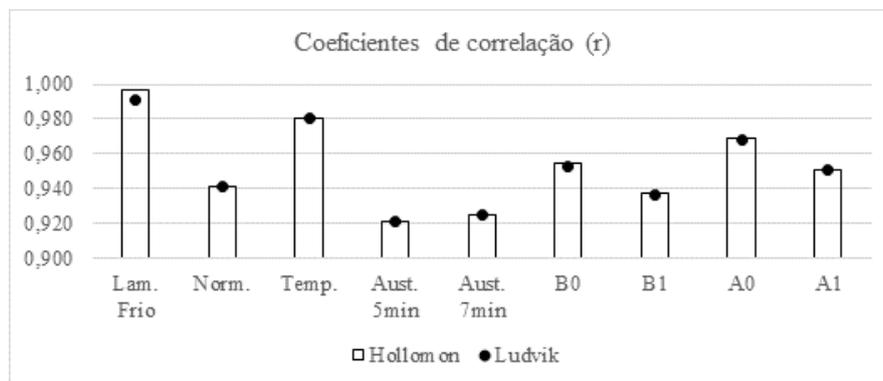


Figura 4-65: Coeficientes de correlação (r) para Hollomon e Ludwik em relação aos resultados experimentais dos ensaios de tração (AUTOR).

4.8 ANÁLISE ESTATÍSTICA DE WEIBULL

As curvas de Weibull estão detalhadamente expostas na Figura 4-66, onde podem ser observados os comportamentos de β e θ , descritos no tópico 3.9.7.3, em função da composição química das amostras, uma vez que cada curva expõe o valor da média da análise estatística das ligas com diferentes composições químicas, ou seja, cada curva representa a dispersão dos dados entre as ligas, submetidas ao mesmo processamento. Curvas mais largas indicam menor correlação entre os dados analisados (β) e o valor médio está representado pelo pico das curvas (θ). Estão relatadas as curvas de Limite de escoamento (LE), Limite de resistência à tração (LR) e Alongamento total (AL). Essas curvas foram elaboradas através dos valores médios obtidos nos ensaios mecânicos realizados.

A análise de β foi simplificada graficamente e exposta através da Figura 4-67. A composição química não influenciou enormemente nas propriedades mecânicas das amostras

laminadas a frio (f) e normalizadas (g), uma vez que o valor de β é considerável e indica boa correlação entre os dados medidos. Todavia, a variação da composição química provocou alterações expressivas nos resultados de *LE* e *LR* das amostras dos demais tratamentos térmicos, devido à formação de carbeto e à mobilidade de carbono, que reduz a estabilidade da austenita e permite a nucleação de novas fases (Figura 4-8). Já o Alongamento total (*AL*) medido durante o ensaio mecânico aparenta sofrer menos os efeitos das composições químicas avaliadas, especialmente quando as chapas são submetidas a austêmpera com maior tempo de encharque, ocorrendo formação da fase bainítica, como discutido no tópico 4.4. A informação estatística de Weibull possibilitou entender a variabilidade nos valores das propriedades mecânicas analisadas, mostradas nas Figura 4-55 a Figura 4-57.

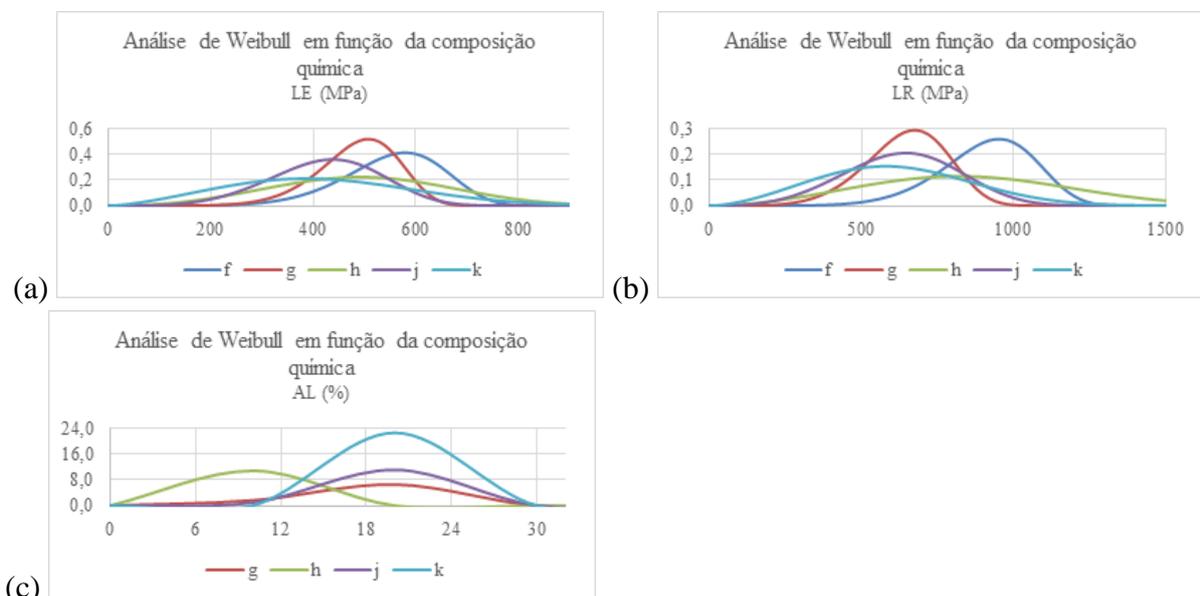


Figura 4-66: Análise de Weibull para (a) *LE*, (b) *LR* e (c) *AL* em função da composição química (AUTOR).

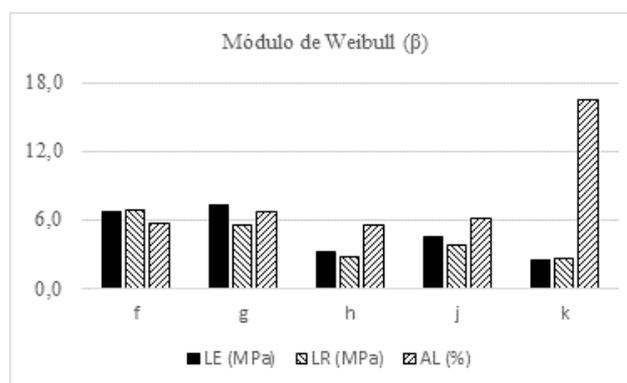


Figura 4-67: Correlação das propriedades mecânicas, em função da composição química das chapas, através do Módulo de Weibull (β) (AUTOR).

A Figura 4-68 mostra as curvas de Weibull em função do processamento das chapas e das propriedades mecânicas obtidos pelo ensaio de tração, uma vez que cada curva representa a

dispersão entre as amostras da mesma liga submetidas a diferentes etapas do processamento termomecânico. Quanto mais estreitas as curvas, maior a correlação entre os resultados encontrados, e assim é possível perceber a influência dos tratamentos na variabilidade dos resultados dos ensaios mecânicos.

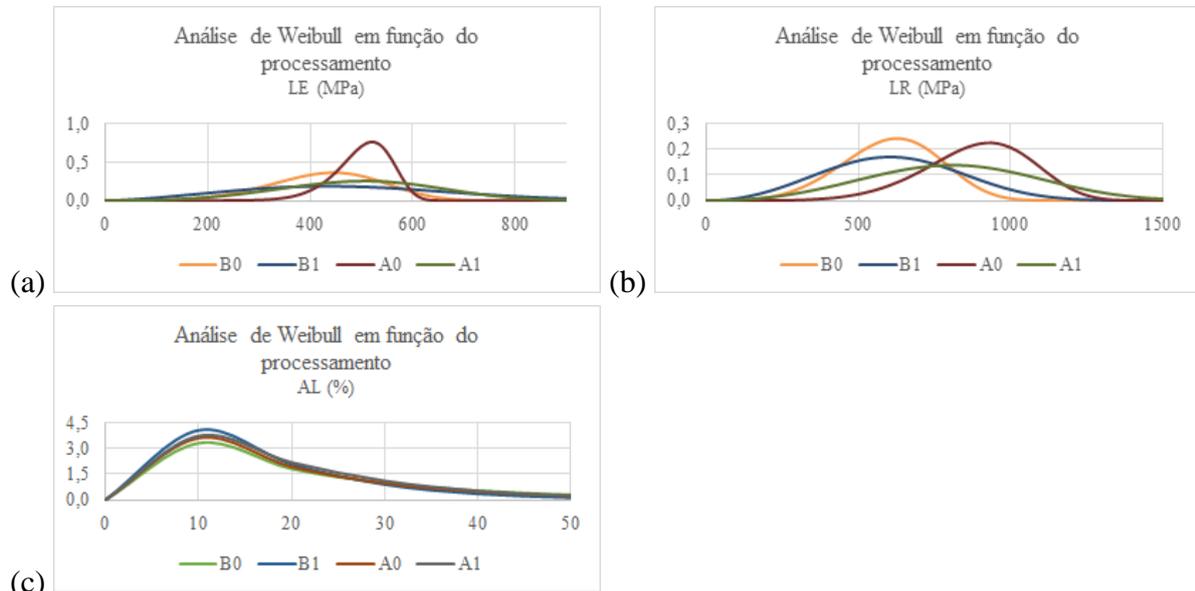


Figura 4-68: Análise de Weibull para (a) LE, (b) LR e (c) AL em função do processamento (AUTOR).

Para análise da correlação das propriedades entre as amostras, a Figura 4-69 sintetiza graficamente os valores de β para *LE*, *LR* e *AL*. De forma geral, o processamento surtiu mais efeito nas propriedades mecânicas das amostras com nióbio, já que esse elemento sequestra carbono para a formação de carbeto, reduzindo a estabilidade da fase austenítica e facilitando sua transformação em outras fases (Figura 4-8, página 135). O maior efeito do processamento pode ser sentido nas análises de *AL*, gerando as maiores dispersões que podem ser notadas pelos baixos valores de β encontrados. Os resultados da análise de Weibull condizem que os dados experimentais de propriedades mecânica, mostrados nas Figura 4-58 a Figura 4-60.

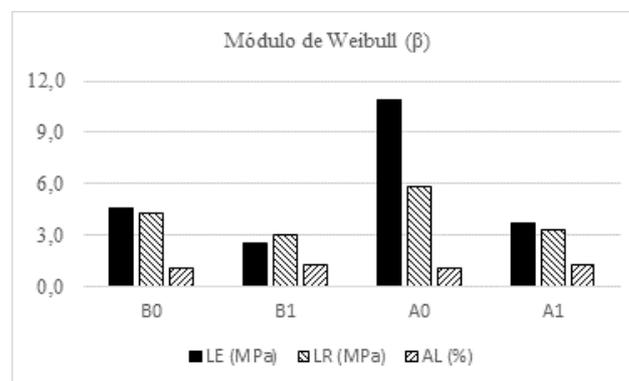


Figura 4-69: Correlação das propriedades mecânicas, em função do processamento das chapas, através do Módulo de Weibull (β) (AUTOR).

4.9 ANÁLISE DO EFEITO TRIP POR FERRITOSCOPIA

Os resultados de ferritoscopia foram corrigidos a partir do fator de correção de 1,09 (pois as amostras apresentam 1 mm de espessura) e estão expostos na Figura 4-70, desconsiderando os valores obtidos na região de estricção das amostras por causa da mudança da espessura dos corpos de prova durante o ensaio uniaxial de tração. A ocorrência de grandes frações de fases magnéticas nas amostras é esperada, uma vez que as chapas têm matriz ferrítica, em concordância com as simulações termodinâmicas executadas e com as micrografias obtidas, o que confirma o caráter magnético da ferrita- δ nessas ligas.

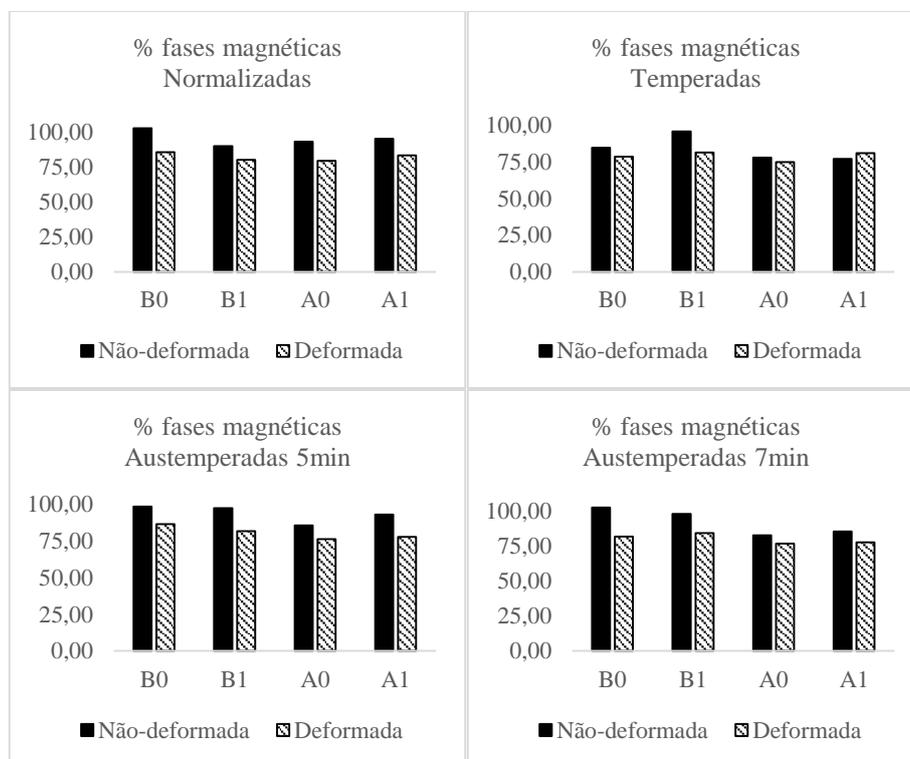


Figura 4-70: Fração de fases magnéticas obtidas por ferritoscopia e corrigida pelo fator de correção de 1,09, sendo as amostras com 1 mm de espessura (AUTOR).

A análise permite inferir que a deformação provocou redução da permeabilidade magnética das fases pré-presentes devido ao incremento na densidade de discordâncias imposto durante o ensaio de tração uniaxial (LANDGRAF, 2001). A partir dessa observação, duas considerações podem ser desenvolvidas: que a energia livre e a energia de falha de empilhamento da fase austenita residual (paramagnética) podem não se apresentarem em faixas de valores propícios à ocorrência da transformação martensítica por efeito TRIP; e que o encruamento da matriz ferrítica provocado pela deformação resultante da tração uniaxial

pode ter reduzido a capacidade de magnetização das ferritas pré-existentes, resultando em menores valores de fases magnéticas, detectadas no ensaio de ferritoscopia..

Quanto ao efeito da deformação, Landgraf (2001) relata que a formação e o incremento no volume de discordâncias, geradas pela deformação plástica, promovem acentuada redução da permeabilidade magnética a partir de pequenas deformações, sendo esse efeito contínuo para grandes deformações, uma vez que resultam em tensões internas e defeitos cristalinos no material, aumentando as perdas magnéticas. Fukuhara (2010) ainda relata que a perda magnética aumenta linearmente com a densidade de discordâncias, devido a uma redução na capacidade dos domínios magnéticos serem orientados.

Em vista das variáveis apresentadas não é possível precisar a fração de martensita e a ocorrência do efeito TRIP nessas ligas a partir do ensaio de ferritoscopia, já que a ferrita- δ também apresenta caráter magnético e os processos de deformação mecânica resultam em redução das propriedades magnéticas das amostras.

5 CONCLUSÕES

Conclusões englobando etapas de confecção, processamento, ensaios e correlações entre os valores obtidos por diferentes métodos foram descritas em tópicos:

1. Simulações através do *software* Thermo-Calc®

As inferências obtidas pelos cálculos termodinâmicos realizados via Thermo-Calc® demonstraram maior fração de ferrita para a liga B1, com nióbio e menos carbono, indicando maior quantidade de ferrita- δ . A análise de fases por DRX e as microscopias por MEV comprovam o caráter ferritizante da composição B1, sendo a austêmpera o tratamento em que a correlação com as simulações foram mais perceptíveis.

2. Redução de peso no desenvolvimento de ligas leves

A comparação das ligas produzidas com os aços comumente empregados na indústria através dos resultados de densidade permite concluir que o alto teor de alumínio resulta em ligas mais leves, sendo que a maior redução foi obtida para a liga B0, com o expressivo valor de 10,4% a menos em peso.

3. Efeitos da composição química

Ligas com nióbio exprimiram maiores transformações martensítica e bainítica, provocando aumento de ductilidade, enquanto maiores teores de carbono aumentaram o limite de resistência mecânica. A textura cristalográfica apresentada pela liga B1 foi a mais propícia à aplicação em conformação mecânica, devido à menor relação fibra- θ /fibra- γ .

4. Efeitos do processamento

O processamento termomecânico das ligas possibilitou a formação de perlita, martensita e bainitas superior e inferior, além de ferrita de Widmanstätten. Regiões de ferrita- δ também foram encontradas nas chapas, que apresentam matriz ferrítica. O forjamento gerou microestruturas variadas entre as amostras. O maior tempo de encharque de austêmpera por 7 minutos se provou crucial para um desenvolvimento mais eficiente de regiões bainíticas nas

amostras, já que nem todas as chapas submetidas a 5 minutos de encharque apresentaram bom desenvolvimento de bainita. As amostras com nióbio foram ainda mais suscetíveis aos tratamentos térmicos, já que as transformações da austenita são facilitadas pela retenção de carbono devido à formação de carbeto. A têmpera foi mais efetiva nas ligas com menos carbono livre, provocando elevação dos limites de resistência mecânica e escoamento. Já a ductilidade foi acentuada nas chapas com transformação bainítica, na austêmpera. Os valores de microdureza Vickers medidos foram em torno de 247,47 HV na bainita e 220,84 HV na matriz ferrítica, ambas avaliadas com a carga de 100 gf. O maior tempo de encharque na austêmpera forneceu o melhor resultado de textura cristalográfica para esses aços, uma vez que gerou maiores frações de fibra- γ e fibra- α , e sugere que tempos superiores podem beneficiar ainda mais a textura.

5. Classificação das ligas de aço produzidas

Em relação ao comportamento em tensão-deformação, as chapas apresentam desempenho majoritariamente típico de aços de alta resistência e baixa liga (HSLA), enquanto o tratamento térmico de têmpera provocou comportamento mais parecido aos aços martensíticos.

6. Estampabilidade

As ligas elaboradas apresentam baixa propensão à conformação mecânica, ou seja, não são chapas boas para estampagem profunda. As análises de textura cristalográficas confirmam essa tendência.

7. Parâmetro B

O Parâmetro B proposto por Santos *et al.* (2016) não pode ser utilizado para analisar a anisotropia das chapas, uma vez que, para este trabalho, o coeficiente de determinação encontrado (R^2) foi apenas 0,5, indicando que a textura cristalográfica não contribui de forma satisfatória para a estampagem das chapas.

8. δ -TRIP

As ligas produzidas apresentaram ferrita- δ , como demonstram as imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura. Já o efeito TRIP não pode ser comprovado pela técnica de ferritoscopia, uma vez que a ferrita- δ também pode apresentar caráter magnético.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- Correlacionar e produzir novas composições químicas com a formação e manutenção de determinadas estruturas metalográficas através de cálculos termodinâmicos, que podem ser realizados com auxílio do *software* Thermo-Calc[®].
- Conhecer as temperaturas de ocorrência das transformações de fase por meio ou de técnicas calorimétricas ou por técnicas de difração em altas temperaturas.
- Simular os processos de deformação mecânica para prever as microestruturas formadas, através de ensaios na Gleeble.
- Desenvolvimento de novas modalidades e novos parâmetros de tratamentos térmicos.
- Caracterizar as ligas produzidas por meio de ensaios específicos à indústria automotiva.
- Desenvolver técnicas para identificar a ferrita- δ utilizando difração.
- Realizar análises de difração de raios-X em amostra pré e pós deformação para determinar se há ocorrência de efeito TRIP nas ligas produzidas.

7 REFERÊNCIAS

- ABERNETHY, R. B.; BRENNEMAN, J. E.; MEDLIN, C. H.; REINMAN, G. L. Weibull Analysis Handbook. 1983. Disponível em: <www.dtic.mil/dtic/tr/fulltext/u2/a143100.pdf>.
- AL-ESHAikh, MOHAMMAD A.; KADACHI, AHMED. Elemental analysis of steel products using X-ray fluorescence (XRF) technique. In: Journal of King Saud University: Engineering Sciences, v. 23, p. 75-79, 2011.
- ALVES, Juciane Maria. Quantificação de fase e tensão residual em aço TRIP após deformação por laminação e tração. Tese de Doutorado – Instituto Militar de Engenharia, 2018.
- AMERICAN IRON AND STEEL INSTITUTE. UltraLight Steel Auto Body: Final report. 1998. 62 p.
- APPLIED PHOTONICS. Laser-Induced Breakdown Spectroscopy. 2009. Disponível em: <<http://www.appliedphotonics.co.uk/libs.htm>>. Acesso em: 10 out. 2014.
- ARAUJO, Leonardo Sales. Processamento e caracterização de superliga de níquel 718 para aplicações nucleares. Tese de Doutorado – Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2012.
- ASM HANDBOOK. Volume 3: Alloy Phase Diagrams. p. 77-230, 1992.
- ASTM INTERNATIONAL. ASTM E517: Standard test method for Plastic strain ratio r for sheet metal. 2000. 8 p.
- _____. ASTM E8/E8M: Standard test methods for tension testing of metallic materials. 2015. 29 p.
- _____. ASTM E92: Standard test methods for Vickers hardness and Knoop hardness of metallic materials. 2016. 27 p.
- BACKOFEN, Walter A. Deformation processing. Boston, EUA: Addison-Wesley, 1972.
- BHADESHIA, H. K. D. H. TRIP-Assisted Steels? In: ISIS International, v. 42, n. 9, p. 1059-1060, 2002.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Steels: Microstructure and Properties. 3 ed. 2006.
- BOTELHO, Ramón Alves. Laminações assimétricas e propriedades de aços elétricos GNO com 3,0% de silício. Dissertação de Mestrado – Instituto Militar de Engenharia, 2012.

- BRANDÃO, Sirlei Aparecida Araujo. A influência da deformação plástica sobre a estampabilidade mecânica da austenita retida em aços 300M. Dissertação de Mestrado – Universidade Estadual Paulista, 2007.
- CASTRO, Nicolau Apoená; LANDGRAF, Fernando José Gomes; PLAUT, Ronald Lesley; YONAMINE, Taeko. Gradiente de deformação e textura em chapas de aço submetidas a laminação de encruamento. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 61., 2006, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. Anais... São Paulo: ABM, 2006. p. 2664-2674. 1 CD-ROM.
- CHATTERJEE, S.; MURUGANANTH, M.; BHADRESHIA, K. D. H. δ -TRIP steel. In: Materials Science and Technology, v. 23, n. 7, p. 819-827, 2007.
- CHATTERJEE, Sourabh. Transformations in TRIP-assisted steels: Microstructure and Properties. Tese de Doutorado – University of Cambridge, 2006.
- CHIAVERINI, Vicente. Aços e ferros fundidos. 4 ed. São Paulo, SP: ABM, 1979.
- CHIAVERINI, Vicente. Tecnologia mecânica: Estrutura e propriedades dos metais e ligas: Processos de fabricação. São Paulo, SP: McGraw-Hill do Brasil. 1977. v. 1.
- CHOI, Young Joo; SUH, Dong-Woo; BHADRESHIA, H. K. D. H. Retention of δ -ferrite in Aluminium-Alloyed TRIP-assisted steels. In: Proceedings of the Royal Society of London – A, v. 468, p. 2904-2914, 2012.
- COELHO, Daniel Massari. Efeito da temperatura de austenitização no processo de têmpera e partição. Dissertação de Mestrado – Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, 2008.
- COLPAERT, Humbertus. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4 ed. São Paulo, SP: Edgard Blücher. 2008.
- CUNHA, Marco Antonio da; LUNA, Paulo César. Textura e anisotropia do aço silício. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 55., 2000, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. Anais... São Paulo: ABM, 2000. p. 1506-1510. 1 CD-ROM
- CURTZE, S.; KUOKKALA, V.-T.; OIKARI, A.; TALONEN, J.; HÄNNINEN, H. Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels. In: Acta Materialia, v. 59, p. 1068-1076, 2011.
- DE, Amar K.; SPEER, John G.; MATLOCK, David K. Color tint-etching for multiphase steels. In: Advanced Materials & Processes, v. 161, cap. 2, p. 27-30, fev. 2003.
- FEREZIN, Jéssica Willveit. Estudo por difratometria de raios-X da transformação martensítica induzida por deformação de dois aços inoxidáveis austeníticos. Trabalho de Conclusão de Curso – Centro Universitário FEI, São Bernardo do Campo, SP. 2016.
- FUKUHARA, Marcos. Subdivisão das perdas histeréticas em aços elétricos deformados e recozidos. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2010. 106 p.

- GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. dos. Ensaios dos materiais. Rio de Janeiro: LTC, 2000.
- GIROTO, Ellen Regina. O efeito do potencial de oxigênio na oxidação subsuperficial e suas influências nas propriedades magnéticas de aços elétricos após o recozimento final. Dissertação de Mestrado – Universidade de São Paulo, 2010.
- GODOI, Quienly. Avaliação da espectrometria de emissão óptica com plasma induzido por laser (LIBS) para a determinação de Ba, Cd, Cr e Pb em brinquedos. Tese de Doutorado – Universidade Federal de São Carlos, 2010.
- HAIRER, F.; KARELOVÁ, A.; KREMPASZKY, C.; WERNER, E.; HEBESBERGER, T.; PUCHLER, A. Etching techniques for the microstructural characterization of complex phase steels by light microscopy. 2008.
- HAMADA, A. S.; KARJALAINEN, L. P.; MISRA, R. D. K.; TALONEN, J. Contribution of deformation mechanisms to strength and ductility in two Cr-Mn grade austenitic stainless steels. In: Materials Science & Engineering A, v. 559, p. 336-344, jan. 2013.
- HANZAKI, A. Z.; HODGSON, P. D.; YUE, S. The Influence of bainite on retained austenite characteristics in Si-Mn TRIP steels. In: ISIJ International, v. 35, p.79-85, 1995.
- HAUSMANN, K.; KRIZAN, D.; SPIRADEK-HAHN, K.; PICHLER, A.; WERNER, E. The influence of Nb on transformation behavior and mechanical properties of TRIP-assisted bainitic–ferritic sheet steels. In: Materials Science & Engineering A, v. 588, p. 142-150, 2013.
- HELMUT FISCHER. FERITSCOPE® FMP30 Measurement of the Ferrite Content in Austenitic and Duplex Steel, 2015. Disponível em: <http://www.helmut-fischer.com.br/fileadmin/documents/broc/EN/BROC_FMP30_FERITSCOPE_902-039_en.pdf>.
- HOILE, S. Processing and properties of mild interstitial free steels. In: Materials Science and Technology, v. 16, p. 1079-1093, 2000.
- HOLLOMON, J. H. Tensile Deformation. In: Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, v. 162, p. 268-290, 1945.
- HORIBA. Comparison between EDXRF and WDXRF. 200?. Disponível em: <<http://www.horiba.com/scientific/products/x-ray-fluorescence-analysis/tutorial/comparison-between-edxrf-and-wdxrf>>. Acesso em: 28 nov. 2014.
- JI, Y. H.; PARK, J. J. Development of severe plastic deformation by various asymmetric rolling processes. In: Materials Science and Engineering A, v. 499, n. 1-2, p. 14-17. 2009.
- JIMENEZ-MELERO, E.; VAN DIJK, N. H.; ZHAO, L.; SIETSMA, J.; OFFERMAN, S. E.; WRIGHT, J. P.; VAN DER ZWAAG, S. Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels. In: Scripta Materialia, v. 56, p. 421-424, 2007.
- JUNG, G. S.; LEE, K. Y.; LEE, J. B.; BHADESHIA, H. K. D. H.; SUH, D.-W. Spot weldability of TRIP assisted steels with high carbon and aluminium contents. In: Science and Technology of Welding and Joining, v. 17, n. 2, 2012.

- JUNG, Geunsu. Spot weldability of TRIP steel with high carbon, high aluminium content. . Dissertação de Mestrado – Pohang University of Science and Technology, 2011.
- KENEDI, Paulo. Capítulo 2: Matensita e Bainita. 2011. Disponível em: <http://depmc.cefet-rj.br/index.php?option=com_docman&task=doc_download&gid=37&Itemid=>.
- KIM, HANSOO; SUH, DONG-WOO; KIM, NACK J. Fe–Al–Mn–C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties. In: Science and Technology of Advanced Materials, v. 14, n. 1, 2013.
- KIM, Sung-Joon; LEE, Chang Gil; LEE, Tae-Ho; OH, Chang-Seok. 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.
- LANDGRAF, Fernando José Gomes. Propriedades Magnéticas de Aços para fins Elétricos. 2001. In: BOTT, Ivani; RIOS, Paulo; PARANHOS, Ronaldo (Org.). Aços: perspectivas para os próximos 10 anos. 1 ed. Rio de Janeiro, 2002, p. 109-128. Disponível em: <<http://www.pmt.usp.br/academic/landgraf/nossos%20artigos%20em%20pdf/02Lan%20%20recope%20.pdf>>.
- LEE, S. H.; LEE, D. N. Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled steel sheets. In: International journal of mechanical sciences, v. 43, p. 1997–2015. 2001.
- LEI, Guo. Modelling of Microstructure in TRIP-Assisted steels. Dissertação de Mestrado – Pohang University of Science and Technology, 2007.
- LI, S.; ZHU, R.; KARAMAN, I.; ARRÓYAVE, R. Thermodynamic analysis of two-stage heat treatment in TRIP steels. In: Acta Materialia, v. 60, p. 6120-6130, 2012.
- LOPES, David Elprin Cipio. Espectroscopia óptica: histórico, conceitos físicos e aplicações. Monografia em Física – Universidades Estadual do Mato Grosso do Sul. 2007.
- LÜ, Weiyan; LI, Lin; WANG, Li; HE, Yanlin; HUANG, Shuigen. Thermodynamic assesment and experimental investigation of Fe-Al-C system. In: Journal of Materials Science & Technology, v. 24, n. 5, p. 771-774, 2008.
- LUDWIK, Paul. Elemente der Technologischen Mechanik. Heidelberg, Alemanha: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1909. 59 p.
- MEKHICHE, M.; WAECKERLÉ, T.; CORNUT, B. Influence of low Al content on anomalous growth in 3% Si-Fe magnetic sheets. In: Elsevier: Journal of magnetism and magnetic materials, v. 133, p. 159-162. 1994.
- MISHRA, S.; DARMANN, C. Role and control of texture in deep-drawing steels. In: International Metals Reviews, v. 27, n. 6, 1982.
- NASCIMENTO, Marcus Vinícius Costa. Influência do ciclo térmico de austêmpera no comportamento mecânico do aço alto C-Si-Mn-Cr. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de Minas Gerais, 2007.

- PADILHA, A. F.; FILHO, A. F.; LIMA, Liana M. G.; LIMA, Nelson B. Controle da microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem. In: WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão. São Paulo: EPUSP, 2001. 14 p.
- PANALYTICAL. Axios^{mAX}. 2012. Disponível em: <<http://www.panalytical.com/AxiosmAX/Gallery.htm>>. Acesso em: 1 dez. 2014.
- RAY, R. K.; JONAS, J. J.; HOOK, R. E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. In: International Materials Reviews, v. 39, n. 4, p. 129-172. 1994.
- ROE, Ryong-Joon. Description of crystallite orientation in polycrystalline materials: III. General solution to pole figure inversion. In: AIP: Journal Of Applied Physics, v. 36, n. 6, p. 2024-2031. 1965.
- SAKUMA, Y.; MATSUMURA, O.; AKISUE, O. Influence of C content and annealing temperature on microstructure and mechanical properties of 400 °C transformed steel containing retained austenite. In: ISIJ International, v. 31, p. 1348-1353, 1991.
- SANTOS, D. B.; BARBOSA, R.; OLIVEIRA, P. P.; PERELOMA, E. V. Mechanical Behavior and Microstructure of High Carbon Si–Mn–Cr Steel with Trip Effect. In: ISIJ International, v. 49, n. 10, p. 1592-1600, 2009.
- SANTOS, Igor Cuzzuol dos; ASAKAWA, Guilherme Nagatoshi; BRANDAO, L. P. Parâmetro global de correlação entre R e embutibilidade. In: Tecnologia de em Metalurgia, Materiais e Mineração, v. 13, n. 2, p. 157-160, 2016.
- SILVA, Aline da. Efeito da temperatura de solubilização na precipitação de fase sigma de um aço inoxidável superdúplex. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de Itajubá, 2011.
- SILVA, André Luiz da Costa; MEI, Paulo. Aços e ligas especiais. 2 ed. Sumaré, SP: Eletrometal S.A. Metais Especiais. 1988.
- SILVA, André Luiz da Costa; MEI, Paulo. Aços e ligas especiais. 3 ed. Sumaré, SP: Bucher. 2010.
- SOUZA, Sérgio Augusto de. Composição química dos aços. 1 ed. São Paulo, SP: Edgard Blücher. 1989.
- SUH, Dong Woo; RYU, Joo Hyun; JOO, Min Sung; YANG, Hong Seok; LEE, Kyooyoung, BHADESHIA, H. K. D. H. Medium-Alloy Manganese-Rich Transformation-Induced Plasticity Steels. In: Metallurgical and Materials Transactions A, v. 44, n. 1, p. 286-293, jan. 2013.
- TALONEN, J.; ASPEGREN, P.; HÄNNINEN, H. Comparison of different methods for measuring strain induced α' -martensite content in austenitic steels. In: Materials Science and Technology, v. 20, p.1506-1511, 2004.

- TAVARES, Caio Fazzioli. Influência da composição química e da espessura da peça fundida na quantidade e distribuição de ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos. Dissertação de Mestrado – Universidade de São Paulo, 2008.
- TIMOKHINA, I. B.; HODGSON, P. D.; PERELOMA, E. V. Effect of microstructure on the stability of retained austenite in Transformation-Induced-Plasticity steels. In: Metallurgical and Materials Transactions A, v. 35A, ago. 2004.
- TOGNONI, E.; PALLESCHI, V.; CORSI, M.; CRISTOFORETTI, G. Quantitative micro-analysis by laser-induced breakdown spectroscopy: a review of the experimental approaches. In: Spectrochimica Acta Part B, v. 57, p. 1115-1130, 2002.
- WEIBULL. Life data analysis (Weibull analysis): Visual demonstration of the effect of parameters on the distribution. 1992. Disponível em: <<http://www.weibull.com/basics/parameters.htm>>.
- WORLDAUTOSTEEL. Advanced high-strength steels application guidelines: version 5.0. Editores técnicos: KEELER, Stuart; KIMCHI, Menachem. 2014. 276 p.
- WORLDAUTOSTEEL. Advanced high-strength steels application guidelines: version 3. Preparado por: Internation Iron & Steel Institute – Committee on Automotive. 2006. 131 p.
- XIONG, C. X.; SUN, L.; WANG, J. F.; JIN, X. Y.; WANG, L.; XU, B. Y.; CHEN, P.; WANG, G. D.; YI, H. L. Properties assessment of the first industrial coils of low-density duplex δ -TRIP steel. In: Materials Science and Technology, v. 32, n. 13, p. 1403-1408, 2016. DOI: 10.1080/02670836.2015.1130364.
- XIUHUA, G.; KEMIN, Q.; CHUNLIN, Q. Magnetic properties of grain oriented ultra-thin silicon steel sheets processed by conventional rolling and cross shear rolling. In: Materials Science and Engineering A, v. 430, p. 138-141. 2006.
- YI, H. L. Review on δ -Transformation-Induced Plasticity (TRIP) Steels with Low Density: The Concept and Current Progress. In: The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, v. 66, n. 9, 2014.
- YI, H. L.; CHEN, P.; BADHESHIA, H. K. D. H. Optimizing the Morphology and Stability of Retained Austenite in a δ -TRIP Steel. In: Metallurgical and Materials Transactions A, v. 45A, jul. 2014.
- YI, H. L.; GHOSH, S. K.; LIU, W. J.; LEE, K. Y.; BHADSHIA, H. K. D. H. Non-equilibrium solidification and ferrite in δ -TRIP steel. In: Materials Science and Technology, v. 26, n. 7, 2010.
- YI, H. L.; LEE, K. Y.; BHADSHIA, H. K. D. H. Extraordinary ductility in Al-bearing δ -TRIP steel. In: Proceedings of the Royal Society A, v. 467, p. 234-243, 2011a.
- YI, H. L.; LEE, K. Y.; BHADSHIA, H. K. D. H. Mechanical stabilisation of retained austenite in δ -TRIP steel. In: Materials Science and Engineering A, v. 528, p. 5900-5903, 2011b.

- YI, H. L.; LEE, K. Y.; BHADESHIA, H. K. D. H. Stabilisation of ferrite in hot rolled δ -TRIP steel. In: *Materials Science and Technology*, v. 27, n. 2, 2011c.
- YI, Hongliang. δ -TRIP Steel. Tese de Doutorado – Pohang University of Science and Technology, 2010.
- ZHAO, Z. Z.; YIN, H. X.; ZHAO, A. M.; GONG, Z. Q.; HE, J. G.; TONG, T. T.; HU, H. J. The influence of the austempering temperature on the transformation behavior and properties of ultra-high-strength TRIP-aided bainitic–ferritic sheet steel. In: *Materials Science and Engineering A*, v. 613, p. 8-16, 2014.

8 ANEXOS

8.1 COMPOSIÇÕES QUÍMICAS DAS BARRAS DE AÇO CARBONO UTILIZADAS

Empresas certificadas
 ISO 9001
 BUREAU VERITAS
 Certification
 N. BR019866-1

UKAS
 CERTIFICATION

- Aços p/ Construção Mecânica
- Aços p/ Ferramentas
- Tubos Mecânicos
- Chapas de Aços
- Fundada em 1963

TENAX
 AÇOS ESPECIAIS

CERTIFICADO DE QUALIDADE / QUALITY CERTIFICATE N.º : 5023860/2015

Cliente/Customer: RAMÓN ALVES BOTELHO		R0569
Pedido Cliente/Customer Order n.º: BALCÃO		N/Pedido Interno/Our Reference n.º: 281639
Nota Fiscal/Invoice n.º: 40000926		26/04/2016
Material/Specification: ACO SAE 1020 TREF.RED.POL.		
Dimensões/Dimensions: 2" x 800 mm		Quantidade/Quantity: 2 pc(s)
Estado, Acabamento/Finish, Coat: TREFILADO / POLIDO		
Tratamento Térmico/Heat Treatment:		
Rastreabilidade Tenax/Traceability: 36041		

COMPOSIÇÃO QUÍMICA/CHEMICAL COMPOSITION (%)

Corrida n.º/Heat n.º	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V
A345504	0,21	0,56	0,14	0,015	0,026	0,09	0,06	0,008		
	Nb	Co	Al	Cu	Ti	Sn	B			
			0,19		0,012					

PROPRIEDADES MECÂNICAS/MECHANICAL PROPERTIES

Ensaio de Tração/Tensile Test

Limite de Resistência/Tensile Strength (T.S.)	Limite de Escoamento/Yield Strength (Y.S.)	Alongamento/Elongation	Redução de Área/Reduction of Area
		Lo=	%
			%

Dureza/Hardness

Ensaio de Impacto/Impact Test

Temp.	1.º	2.º	3.º	Médial/Average	Tipo/Type	Dobramento/Bending Test	Temperabilidade/Hardenability
°C							

ENSAIOS METALOGRAFICOS/METALLOGRAPHIC TEST

Macrografia/Macrography	Fratura Azul/Blue Fracture Test	Tamanho do Grão/Grain Size	Descarbonetação/Decarburization
			mm

Microinclusões/Microinclusions - ASTM-E - 45

A		B		C		D		Oxidos/Oxides	Silicatos/Silicate	Estrutura/Structure
Fino/Thin	Grosso/Thick	Fino/Thin	Grosso/Thick	Fino/Thin	Grosso/Thick	Fino/Thin	Grosso/Thick			

ENSAIO DE TEMPERABILIDADE JOMINY/HARDENABILITY JOMINY TEST

Distância/Distance	Dureza/Hardness (HRc)

ULTRA-SOM/ULTRASONIC TEST:

ENSAIO DE PARTÍCULAS MAGNÉTICAS/ MAGNETIC PARTICLE TEST:

Observações/Remarks:

Certificado emitido com autorização e garantia da Usina Siderúrgica/ This Certificate is issued and authorized with guarantee by the Steel Mill.

TENAX AÇO E FERRO LTDA
 Travessa Leonor Mascarenhas, 101 - Ramos
 Rio de Janeiro - RJ - CEP 21040-135
 Telefone: (21) 3865-4400 FAX: (21) 3865-4422
 www.tenax.com.br | qualidade@tenax.com.br

Data 26/04/2016

Eng. Maximiliano Siles
 CREA-RJ - 82-1-02381-1-D
 Controle de Qualidade / Quality Control

Figura 8-1: Composição química da barra de aço carbono 1045 (AUTOR).



- Aços p/ Construção Mecânica
- Aços p/ Ferramentas
- Tubos Mecânicos
- Chapas de Aços
- * Fundada em 1963 *

CERTIFICADO DE QUALIDADE / QUALITY CERTIFICATE N.º : 4815980/2015

Cliente/Customer: FUNDAÇÃO COPPETEC		F6655								
Pedido Cliente/Customer Order n.º: VERBAL		N/Pedido Interno/Our Reference n.º: 277774								
Nota Fiscal/Invoice n.º: 30054979		18/12/2015								
Material/Specification: ACO SAE 1045 TREF.RED.POL.										
Dimensões/Dimensions: Ø 2" x 800 mm		Quantidade/Quantity: 2 pc(s)								
Estado, Acabamento/Finish, Coat: TREFILADO / POLIDO										
Tratamento Térmico/Heat Treatment:										
Rastreabilidade Tenax/Traceability: 34419										
COMPOSIÇÃO QUÍMICA/CHEMICAL COMPOSITION (%)										
Corrida n.º/Heat n.º	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V
A188202	0,44	0,63	0,17	0,021	0,019	0,08	0,04	0,006		
	Nb	Co	Al	Cu	Ti	Sn	B	N		
				0,13		0,007		0,0068		
PROPRIEDADES MECÂNICAS/MECHANICAL PROPERTIES										
Ensaio de Tração/Tensile Test										
Limite de Resistência/Tensile Strength (T.S.)			Limite de Escoamento/Yield Strength (Y.S.)			Alongamento/Elongation			Redução de Área/Reduction of Area	
						Lo=			%	
Dureza/Hardness										
Ensaio de Impacto/Impact Test										
Temp.		1.º		2.º		3.º		Média/Average		Tipo/Type
°C										
Dobramento/Bending Test										
Temperabilidade/Hardenability										
ENSAIOS METALOGRAFICOS/METALLOGRAPHIC TEST										
Macrografia/Macrography			Fratura Azul/Blue Fracture Test			Tamanho do Grão/Grain Size			Descarbonetação/Descarburization	
									mm	
Microinclusões/Microinclusions - ASTM-E - 45										
A		B		C		D		Oxidos/Oxides		Silicatos/Silicates
Fino/Thin	Grosso/Thick	Fino/Thin	Grosso/Thick	Fino/Thin	Grosso/Thick	Fino/Thin	Grosso/Thick			Estrutura/Structure
ENSAIO DE TEMPERABILIDADE JOMINY/HARDENABILITY JOMINY TEST										
Distância/Distance										
Dureza/Hardness (HRC)										
ULTRA-SOM/ULTRASONIC TEST:										
ENSAIO DE PARTÍCULAS MAGNÉTICAS/ MAGNETIC PARTICLE TEST:										
Observações/Remarks:										

Certificado emitido com autorização e garantia da Usina Siderúrgica/ This Certificate is issued and authorized with guarantee by the Steel Mill.

TENAX AÇO E FERRO LTDA
 Travessa Leonor Mascarenhas, 101 - Ramos
 Rio de Janeiro - RJ - CEP 21040-135
 Telefone: (21) 3865-4400 FAX: (21) 3865-4422
 www.tenax.com.br | qualidade@tenax.com.br

Data 18/12/2015

Eng. Messias Sales
 CREA-RJ 1824-02381-1-D
 Controle de Qualidade / Quality Control

Figura 8-2: Composição química da barra de aço carbono 1020 (AUTOR).

8.2 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO VERGALHÃO DE ALUMÍNIO

A análise de composição química do vergalhão de alumínio adquirido para enxerto nos eletrodos (tópico 3.3) foi realizada por XRF (tópico 3.9.2.2) e o resultado é que ele é composto por 99,37% de alumínio em peso (Figura 8-3).

```

02/12/2015 16:47:41
PANalytical
Quantification of sample Ramon_Aluminio solido

R.M.S.: 0.003
Result status:
Sum before normalization: 23.9 %
Normalised to: 100.0 %
Sample type: Solid
Correction applied for medium: No
Correction applied for film: No
Results database: omnian 1
Results database in: c:\panalytical\superq\userdata

```

Analyte	Calibration status	Compound formula	Measured (kcps)	Used (kcps)	Concentration	Unit	Calculation method	Status
Al	Calibrated	Al	1029.500	1027.829	99.370	%	Calculate	BgC;
Ti	Calibrated	Ti	0.265	0.099	0.044	%	Calculate	BgC;
Mn	Calibrated	Mn	0.828	0.457	0.072	%	Calculate	BgC;
Fe	Calibrated	Fe	3.582	3.093	0.403	%	Calculate	BgC;
Cu	Calibrated	Cu	1.819	1.115	0.110	%	Calculate	BgC;

Figura 8-3: Composição química do vergalhão de alumínio (AUTOR).

8.3 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DA FITA DE AÇO INOXIDÁVEL 430 DA FECHOMETAL

A análise de composição da fita de aço inoxidável 430 foi fornecida pela empresa fornecedora, Fechometal (Figura 8-4). Esse produto foi utilizado para enxerto dos eletrodos (tópico 3.3), proporcionando cromo às ligas fundidas.

Conforme a utilização desejada, a Fita de amarração Fechometal pode ser fornecida em três configurações que se diferem através de sua composição química, aço inoxidável AISI 304, 316 e 430, apresentando particularidades conforme a tabela abaixo.

Tipos de Aço ABNT	Elementos	Aço Inox 304	Aço Inox 316	Aço Inox 430
		Austenítico	Austenítico	Ferrítico
Composição Química (% Em peso)	C	0,08 Max	0,08 Max	0,12 Max
	Mn	2,00 Max	2,00 Max	1,00 Max
	Si	1,00 Max	1,00 Max	1,00 Max
	P	0,045 Max	0,045 Max	0,040 Max
	S	0,030 Max	0,030 Max	0,030 Max
	Cr	18,00 a 20,00	16,00 a 18,00	16,00 a 18,00
	Ni	8,00 a 10,50	10,00 a 14,00	-
	Mo	-	2,00 a 3,00	-
	Outros	-	-	-

Figura 8-4: Composição química da fita de aço inoxidável 430 da Fechometal (AUTOR).

8.4 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO FERRONIÓBIO CEDIDO PELA CBMM

Elemento		Análise
%	Al	1.02
%	C	0.12
%	Fe	29.5
ppm	N	537
%	Nb	65.0
%	P	0.174
%	S	0.015
%	Si	2.21
%	Ta	0.08

Figura 8-5: Composição química do ferronióbio cedido pela empresa CBMM (AUTOR).

8.5 QUANTIFICAÇÃO DE FASES

Um método válido e comum para quantificação de fases é o proposto por Rietveld, que interpola curvas de fases conhecidas sobre as curvas exibidas pelo difratograma experimental da amostra em análise. A partir do conhecimento desse traçado é possível calcular a área de cada pico difratado e quantificar as fases. No entanto, como neste trabalho a austenita sofre enriquecimento de carbono e provavelmente de outros elementos de liga, seu parâmetro de rede sofre variações e, em função disso, não foi praticável adequar a curva conhecida pelo método Rietveld (ficha .cif, ou *Crystallographic information file*) ao difratograma.

A quantificação de fases para este trabalho foi realizada a partir da obtenção manual da área de cada pico presente nos difratogramas. Essa medida pode ser realizada a partir da função *Tools > Peak Parameters > Net area* (Figura 8-6) no programa X'Pert Data Viewer 1.2c, da PANalytical. Entretanto, como a coleta é manual e depende da posição selecionada, uma validação do método se faz necessária. Além disso, o ajuste da curva sobre o difratograma se faz através de uma função quadrática, apresentando correlação prejudicada.

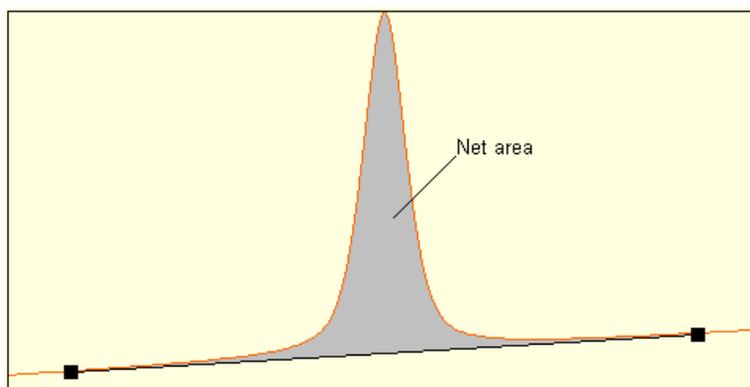


Figura 8-6: Área dos picos (*Net area*) obtida no X'Pert Data Viewer (AUTOR).

Para validar o método adotado em função dos resultados obtidos por Rietveld, esses cálculos foram realizados em uma amostra com composição de fases conhecida. A área de cada pico é anotada para cálculos posteriores, como demonstrado na Figura 8-7. Uma vez que se conhece a classificação dos picos difratados em função das fases presentes, a quantificação é realizada somando-se as áreas dos picos de determinada fase e obtendo sua fração da área total de picos difratados. Os valores encontrados foram 63,4% de cobre e 36,6% de ferro para a amostra analisada.

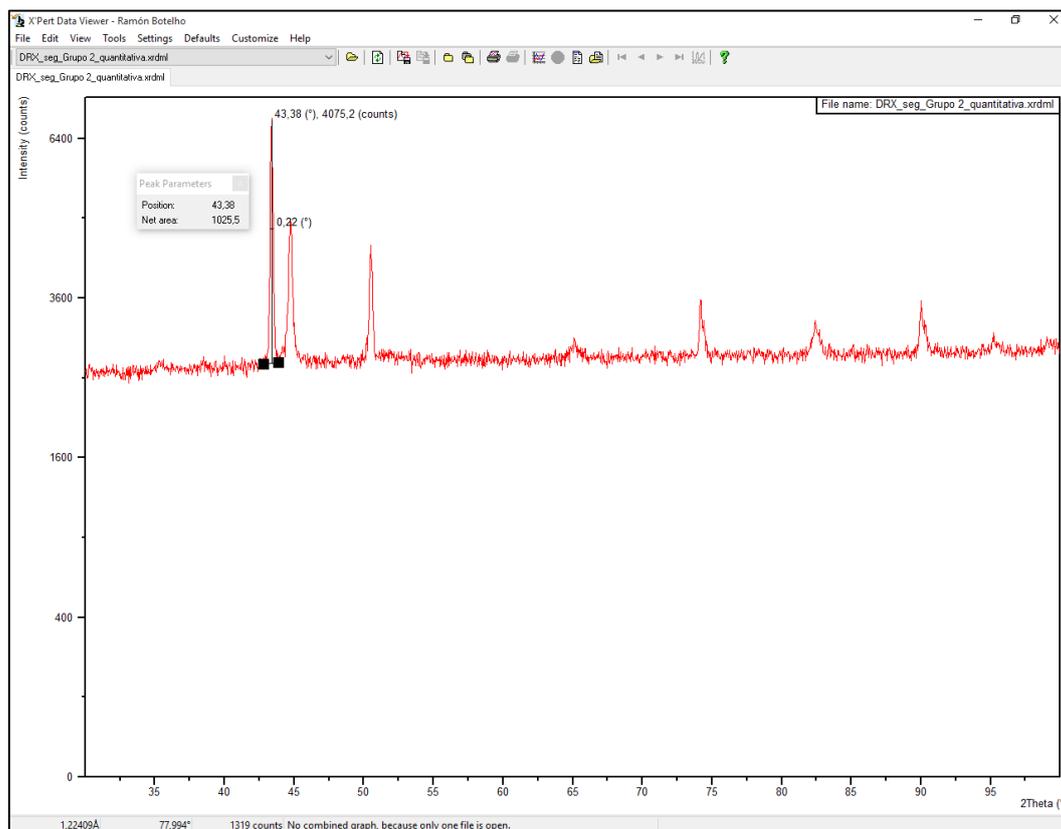


Figura 8-7: Área de um pico obtida a partir da função *Peak Parameters* no X'Pert Data Viewer (AUTOR).

Para a quantificação pelo método de Rietveld, executado através do programa HighScore Plus 3.0, da PANalytical, foram utilizadas as fichas .cif 9012043 para o cobre e 4113939 para o ferro. A análise em modo automático resultou na quantificação da amostra em 60,2% de cobre e 39,8% de ferro, como demonstra a Figura 8-8.

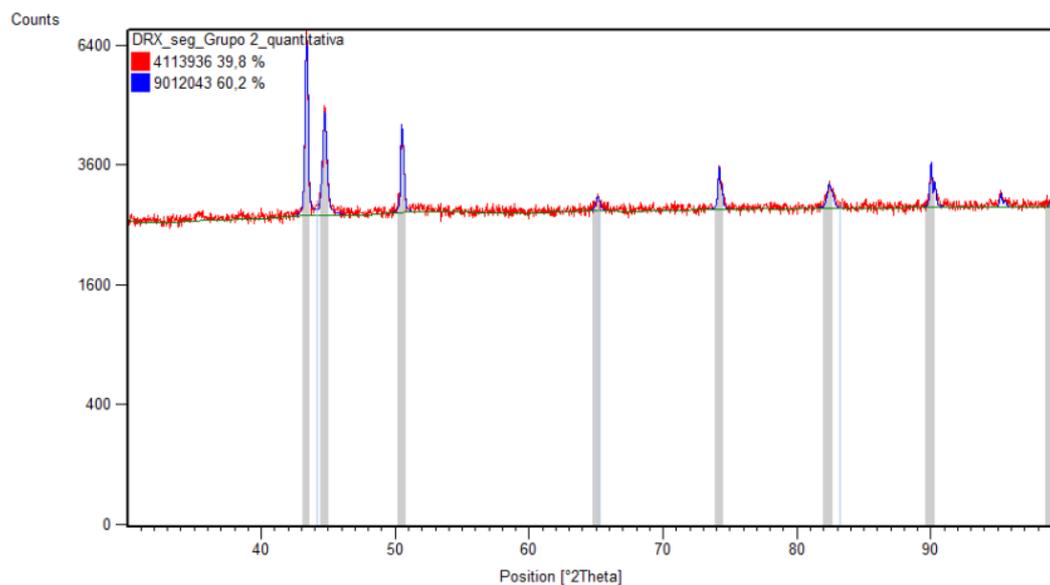


Figura 8-8: Quantificação por Rietveld na amostra conhecida (AUTOR).

Uma vez que os resultados dos métodos utilizados – quantificação por área via DataViewer e Rietveld via HighScore – se mostraram similares, ocorre a validação dos dados calculados para este trabalho. Dessa forma, conclui-se que a quantificação por área dos picos se mostra eficaz para quantificação de fases.

8.6 CÁLCULO DO COEFICIENTE DE LANKFORD PELO POPLA E PARÂMETRO B

Neste trabalho o coeficiente de Lankford foi calculado a partir dos resultados de textura cristalográfica através do *software* popLA. Santos *et al.* (2016) propôs o Parâmetro B, também calculado a partir dos dados de textura cristalográfica das amostras, como medida de correlação com \bar{r} (Figura 8-9a). Com o intuito de se validar os valores de Lankford obtidos através do popLA, o autor mediu o coeficiente de determinação (R^2) – que mede a correlação por uma regressão linear entre as medidas – entre esses valores e os resultados experimentais foi de 0,84, o que demonstra alta afinidade entre os dados e valida o método. A curva em análise está exposta na Figura 8-9b.

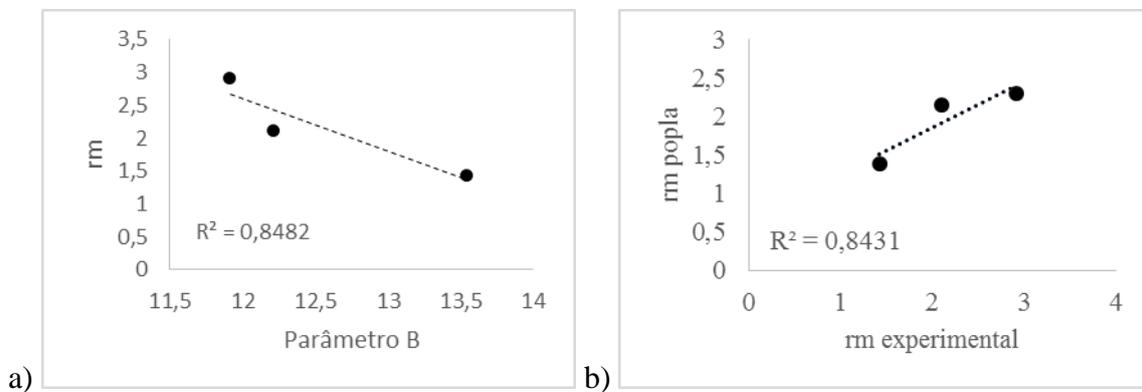


Figura 8-9: a) Relação entre o parâmetro global Parâmetro B e \bar{r} e b) Regressão linear entre os valores experimentais e calculados de coeficiente de Lankford para as amostras (SANTOS *et al.*, 2016).

A exemplo do trabalho de Santos *et al.* (2016), para este trabalho o Parâmetro B e o coeficiente de Lankford calculado das amostras laminadas a frio também foram confrontados. Como resultados foram obtidas uma R^2 de 0,82 e uma equação para estimar os valores de Lankford a partir da análise de textura cristalográfica, descrita na Figura 8-10.

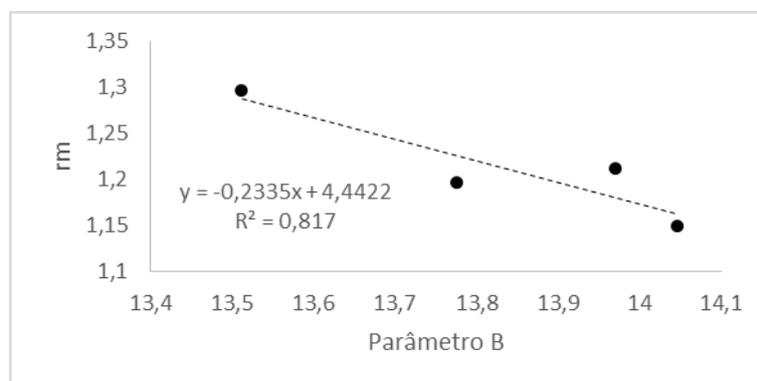


Figura 8-10: Relação entre o Parâmetro B e \bar{r} (AUTOR).

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciências dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciências dos Materiais.

Ramón Alves Botelho

Aluno de Doutorado

Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C.

Presidente – Orientador da dissertação

Andersan dos Santos Paula – D.C.

Alaelson Vieira Gomes – D.C.

Leonardo Sales Araujo – D.C.

Rodrigo Felix de Araujo Cardoso – D.C.

Maj. Wagner Anacleto Pinheiro – D.C.

Coordenador do curso de Pós-graduação em Ciência dos Materiais

Concordo com a apresentação desta proposta de dissertação e declaro que as necessidades para a sua execução, conforme consta do texto, será garantido pela Seção de Ensino.

Andre Luiz Tenório REZENDE - TC

Chefe da SE/4

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciências dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciências dos Materiais.

Ramón Alves Botelho

Aluno de Doutorado

Luiz Paulo Mendonça Brandão – D.C.

Presidente

Orientador da dissertação

Maj. Wagner Anacleto Pinheiro – D.C.

Coordenador do curso de Pós-graduação em Ciência dos Materiais

Concordo com a apresentação desta proposta de dissertação e declaro que as necessidades para a sua execução, conforme consta do texto, será garantido pela Seção de Ensino.

Andre Luiz Tenório REZENDE - TC

Chefe da SE/4