

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS – PPGE3M

PEDRO JOSÉ DE CASTRO

**ESTUDO DA APLICAÇÃO DE TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS NO
CAMPO DA AUSTENITA METAESTÁVEL EM UM AÇO BAINÍTICO DE BAIXO
CARBONO E DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO**

PORTO ALEGRE

2021

PEDRO JOSÉ DE CASTRO

**Estudo da aplicação de tratamentos termomecânicos no campo da austenita metaestável
em um aço bainítico de baixo carbono e de resfriamento contínuo**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

ORIENTADOR: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

PORTO ALEGRE

2021

CIP - Catalogação na Publicação

de Castro, Pedro José
ESTUDO DA APLICAÇÃO DE TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS
NO CAMPO DA AUSTENITA METAESTÁVEL EM UM AÇO BAINÍTICO
DE BAIXO CARBONO E DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO / Pedro
José de Castro. -- 2021.
159 f.
Orientador: Alexandre da Silva Rocha.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2021.

1. Bainita Granular. 2. Bainita em Ripas. 3.
Resfriamento Contínuo. 4. Tratamento Termomecânico. 5.
Austenita Metaestável. I. da Silva Rocha, Alexandre,
orient. II. Título.

PEDRO JOSÉ DE CASTRO

**Estudo da aplicação de tratamentos termomecânicos no campo da austenita metaestável
em um aço bainítico de baixo carbono e de resfriamento contínuo**

Esta dissertação foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

ORIENTADOR: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

COORDENADOR: Prof. Dr. Afonso Reguly

Aprovado em: 08/04/2021

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Afonso Reguly – UFRGS – Porto Alegre. _____

Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes – UFRGS – Porto Alegre. _____

Prof. Dr. Jorge Luiz Braz Medeiros – FURG – Rio Grande. _____

AGRADECIMENTOS

A minha mãe e meu pai.

Aos meus colegas de laboratório, em especial a Antonio Silveira e Cristiano Turra.

Ao meu orientador Alexandre da Silva Rocha.

Ao diretor do departamento de análise física do IWT, Jérémy Epp.

A CAPES pelo fomento ao BRAGECRIM (Programa BRAGECRIM, processo 88881.142485/2017-01).

A CAPES pelas bolsas de mestrado acadêmico (PROEX 88882.345785/2019-01) e de mestrado sanduíche (88887.313735/2019-00).

E a todas e todos que contribuíram para a discussão e desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

A introdução da nova classe de aços chamada de aços bainíticos de forjamento é uma das possibilidades para redução de consumo energético na indústria de beneficiamento do aço. Esta nova classe de materiais visa atingir suas especificações de projeto após a etapa de conformação seguida por resfriamento contínuo em ar. O presente trabalho teve como objetivo modificar as condições termodinâmicas da transformação bainítica introduzindo um estágio adicional de resfriamento acelerado antes do estágio de resfriamento contínuo, para que a transformação bainítica iniciasse em baixas temperaturas. Para tanto, após a austenitização em 1200 °C ou 1000 °C, buscou-se resfriar rapidamente as amostras até as temperaturas de 450 °C e 600 °C antes que a transformação bainítica se deflagra-se. Após o resfriamento acelerado, algumas amostras continuaram em resfriamento contínuo sem influência de deformação (0% de redução), enquanto outras foram forjadas com diferentes reduções (10%, 20%, 40% e 60%) antes de seguir o resfriamento contínuo. A caracterização metalúrgica das amostras foi realizada por meio da análise de micrografias ópticas e de varredura oriundas de diferentes regiões das amostras, em função da taxa de resfriamento e grau de deformação aplicado. Além disso, foram realizados ensaios de dureza e difração de raios-X, fornecendo informações metalúrgicas sobre a relação processo-microestrutura dos ensaios realizados. Concluiu-se que, quando não há deformação, a microestrutura favorecida é a da bainita em ripas, com um incremento de dureza e refinamento microestrutural, principalmente quando a transformação se inicia de um grão austenítico menor. Após a aplicação de deformação na temperatura de ≈ 600 °C, as características microestruturais são controladas pela formação de ferrita, principalmente quando o grão austenítico prévio é menor, gerando uma microestrutura heterogênea afetada pelo particionamento intrínseco ocasionado pelo mecanismo reconstrutivo da ferrita. Com a redução da temperatura de forjamento para ≈ 450 °C, foi possível evitar a formação de ferrita poligonal, permitindo que a microestrutura resultante aproveitasse das condições termodinâmicas de transformação em menor temperatura, o que resultou num incremento da fração de bainita e refinamento microestrutural dependendo do grau da deformação local. Este refinamento foi refletido no incremento de durezas e densidade de discordâncias. Em todo os casos, concluiu-se que a deformação favorece a formação de bainita granular.

PALAVRAS-CHAVE: bainita granular, bainita em ripas, resfriamento contínuo, tratamento termomecânico, austenita metaestável.

ABSTRACT

The introduction of a new class of materials called bainitic forging steels is one of the possibilities for reducing energy consumption in the steel processing industry. This new class of materials aims to achieve its design specifications after the forming stage followed by continuous air cooling. The present work aimed to modify the thermodynamic conditions of the bainitic transformation by introducing an additional accelerated cooling stage before the continuous cooling stage, so that the bainitic transformation started at low temperatures. For this purpose, after austenitization at 1200 °C or 1000 °C, it was sought to rapidly cool the samples to temperatures of 450 °C and 600 °C before the bainitic transformation took place. After accelerated cooling, some samples continued in continuous cooling without strain influence (0% reduction), while others were forged with different reductions (10%, 20%, 40% and 60%) before the subsequent continuous cooling step. The metallurgical characterization of the samples was performed by analyzing optical and scanning micrographs from different regions of the samples, as a function of the cooling rate and degree of applied deformation. In addition, hardness and X-ray diffraction tests were performed, providing metallurgical information about the process-microstructure relationship of the experiments performed. It was concluded that when there is no deformation, the favored microstructure is that of lath-like bainite, with an increase in hardness and microstructural refinement, especially when the transformation starts from a smaller austenitic grain. After strain application at a temperature of ≈ 600 °C, the microstructural characteristics are controlled by ferrite formation, especially when the previous austenitic grain is smaller, generating a heterogeneous microstructure affected by the intrinsic partitioning caused by the ferrite reconstructive mechanism. By reducing the forging temperature to ≈ 450 °C, it was possible to avoid the formation of polygonal ferrite, allowing the resulting microstructure to take advantage of the thermodynamic conditions of lower temperature transformation, which resulted in an increase in the amount of bainite and microstructural refinement depending on the degree of local deformation. This refinement was reflected in the increase of hardness and dislocation density. In all cases, it was concluded that the deformation favors the formation of granular bainite.

KEYWORDS: granular bainite, lath-like bainite, continuous cooling, thermomechanical treatment, metastable austenite.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – (a) Ilustração da macroestrutura de um caso de lingotamento convencional. (b) Exemplo de configuração para lingotamento contínuo, mostrando os rolos de laminação a quente.	28
Figura 2 – Efeito de diferentes graus de deformação aplicados na microestrutura solidificada. (a) Redução de 7:1, (b) Redução de 10:1, (c) Redução de 27:1 e (d) Redução de 49:1.....	29
Figura 3 – (a) Curva temperatura-transformação-tempo (TTT) para um aço o aço ABNT 4140. (b) exemplos de rotas de resfriamento com as respectivas microestruturas resultantes.....	30
Figura 4 – (a) Ilustração de um evento de nucleação heterogênea para uma calota esférica e (b) diagrama da variação da energia livre (ΔG) versus raio do núcleo (r). O balanço entre a energia livre superficial e o volume do núcleo determinam o evento de nucleação.....	31
Figura 5 – Região da baía metaestável delimitada pela linha pontilhada para o aço 4140.	32
Figura 6 – Ilustração do efeito do resfriamento contínuo no diagrama TTT, resultando no diagrama CCT. (a) Diagrama TTT, (b) diagrama CCT. Em (b) as linhas pontilhadas representam a simulação computacional do diagrama CCT para o aço 4130.....	33
Figura 7 – Comparação de (a) processamento convencional por normalização e (b) TTM para produção de chapas de aço. (RAC significa Resfriamento Acelerado).....	34
Figura 8 – Evolução microestrutural para diferentes rotas de processamento termomecânico.	34
Figura 9 – Ilustração dos processos <i>Hot Cold working</i> e <i>Ausforming</i> , investigados por Harvey.	36
Figura 10 – Frequência da utilização da palavra “ausforming” <i>versus</i> data de publicação do livro (Database 2012).	38
Figura 11 – Frequência da ocorrência das palavras-chave “ausforming” x “ausforming, bainite” na plataforma <i>Google Scholar</i>	38
Figura 12 – Arranjo atômico e estrutural após transformação displaciva e reconstrutiva. Notar que há variação geométrica no mecanismo displacivo, sem rearranjo atômico.....	39
Figura 13 – (a) ferrita alotriomórfica e (b) ferrita idiomorfa.....	41
Figura 14 – (a) Concentração de carbono e (b) concentração de manganês por microsonda. (F – ferrita, A – austenita).....	42

Figura 15 – Efeito da temperatura de forjamento com 60% de redução na formação de ferrita, e microdurezas. (a) forjamento a 1200 °C e (b) 1000 °C. (Tf – temperatura de forjamento, PF – ferrita poligonal, GB – bainita granular e MC – microconstituente não identificado).	43
Figura 16 – (a) Estrutura CFC (b) Correspondência da célula TCC dentro da célula CFC. (c) Deformação de Bain: compressão nos eixos Z e tração dos eixos X e Y para obtenção de uma célula CCC.....	44
Figura 17 – Ilustração das deformações atuantes na transformação martensítica em um quadrado de arestas unitárias.....	44
Figura 18 – Correspondência atômica das células unitárias CFC e CCC sobrepostas.....	45
Figura 19 – Mecanismos de (a) deslizamento e (b) maclação do crescimento martensítico. (c) Imagem de MET de uma subestrutura de macla.	46
Figura 20 – Mapa de desorientação por EBSD indicando a região que acomodou plasticamente a transformação de uma placa martensítica.	46
Figura 21 – Densidade de discordâncias mensurada por raios-X para martensita em ripas para diversas composições químicas.	47
Figura 22 – (a) Efeito do conteúdo de carbono na razão c/a da célula unitária TCC segundo diversas modelos. (b) Efeito do conteúdo de carbono na dureza Vickers e Rockwell C de aços.	48
Figura 23 – Exemplo de austêmpera sobreposto em uma curva TTT padrão.	49
Figura 24 – (a) Feixe de bainita por TEM. (b) Ilustração de um feixe de bainita composto por subunidades.	51
Figura 25 – Ilustração da curva T0 plotada na região intercrítica no diagrama de equilíbrio. Correspondência do diagrama de energia livre de Gibbs e a curva T0 em (a) temperatura T1 e (b) temperatura T2.	52
Figura 26 – Ilustração do arranjo microestrutural: (a) perlita, (b) bainita envolta por cementita, (c) bainita envolta por martensita-austenita e (d) ampliação da área destacada em (c).	54
Figura 27 – (a) Exemplos de rotas térmicas para obtenção de: (b) Bainita superior e (c) Bainita inferior. (b) e (c) são imagens obtidas por microscopia de transmissão.....	55
Figura 28 – MET de uma microestrutura de Bainita Superior livre de carbonetos (BF – bainita ferrítica e RA – Austenita Retida).	56
Figura 29 – Bainita inferior produzida do aço Fe–0.46C–2.10Si–2.15Mn realizada em uma austêmpera em (a) 295 °C por 2500s (b) e 270 °C por 2500s.....	58

Figura 30 – (a) Efeito qualitativo da temperatura em algumas propriedades físicas da bainita. (b) Dureza <i>versus</i> recíproco da espessura da ripa bainítica.....	60
Figura 31 – (a) Microestrutura um aço bainítico nanoestruturado com 0,98% C. Austêmpera de 5 dias em 200 °C. (b) Dureza <i>versus</i> temperatura de transformação. (c) Curva de engenharia tensão <i>versus</i> deformação para três temperaturas de transformação de um aço com 0,80% C.	61
Figura 32 – Exemplo de manufatura em larga escala de um aço composto por bainita nanoestruturada: (a) barras cilíndricas e (b) chapa bobinada.	62
Figura 33 – Conteúdo de carbono em solução em ferrita (indicadores maiores) e austenita (indicadores menores).....	62
Figura 34 – Carbono em solução na ferrita: (a) para várias ligas de aço tratadas por austêmpera em diferentes temperaturas (+6d e +4d indicam que esses tratamentos térmicos foram realizados por mais 6 ou 4 dias a mais do que o necessário para terminar a transformação bainítica), (b) ensaios de austêmpera interrompidos em diferentes volumes de bainita (indicados pelas porcentagens <i>V_{ab}</i> na parte superior).....	64
Figura 35 – Ensaio de difração mostrando o aspecto da célula unitária TCC variando com o tempo para duas temperaturas de austêmpera: (a) 220 °C (b) 250 °C.....	66
Figura 36 – Microestrutura típica da bainita granular vista por MO. Aço Metasco® MC2. ...	67
Figura 37 – Bainita granular investigada por MET. (a) Placas de bainita e (b) Aglomerados de discordâncias dentro da ferrita bainítica.	68
Figura 38 – Microestruturas resultantes do ensaio de resfriamento contínuo interrompido na temperatura de (a) 540 °C e (b) 470 °C. O círculo vermelho em (a) denota o caráter massivo da microestrutura ferrítica no contorno do grão.	69
Figura 39 – Caminho de uma trinca em duas microestruturas compostas em maioria por (a) Ferrita Acicular (AF), (b) Bainita Granular (GB). A região superior exhibe o revestimento de níquel utilizado na técnica (BF – Bainita em ripa e MA – Martensita Austenita).	70
Figura 40 – Desorientação associada as diferentes morfologias bainíticas.....	71
Figura 41 – Efeito do carbono na temperatura <i>B_s</i> e <i>M_s</i> para o aço Fe–2Si–3Mn–C.....	71
Figura 42 – Tempo necessário para completar a transformação de acordo o teor de carbono no aço Fe–2Si–3Mn–C.	72
Figura 43 – Velocidade da transformação medida por dilatometria para (a) uma liga base e (b) a mesma liga com adição de Co e Al. Temperatura de transformação de 300 °C, 250 °C e 200 °C, da esquerda para direita.....	73

Figura 44 – (a) curva TTT para o aço 34MnSiCrAlNiMo mostrando as regiões para obtenção de diferentes morfologias bainíticas (UB – Bainita superior, LB – bainita inferior e LTB – bainita de baixa temperatura). (b) MET da bainita obtida de austêmpera a 360 °C e (c) MET da bainita obtida de resfriamento contínuo entre a 320 – 290 °C.	73
Figura 45 – Velocidade da transformação medida por dilatometria para a liga adicionada de Co e Al com grão austenítico refinado. Temperatura de transformação de 300 °C, 250 °C e 200 °C, da esquerda para direita (+REF indica o adicional do refinamento do GAP).	75
Figura 46 – Efeito do tamanho de grão na microestrutura nanobainítica. (FBI – Ferrita bainítica irregular, BF – bainita ferrítica, AEC – Austenita enriquecida por carbono, DCG – Difusão de contorno de grão e DB – Difusão da bainita ferrítica).	76
Figura 47 – Rota térmica multi-patamares e ilustração da evolução microestrutural do trabalho de Wang et al.	77
Figura 48 – Curva de engenharia tensão <i>versus</i> deformação (A – Austêmpera 300 °C por 6h, B – Austêmpera em dois patamares 300 °C por 6h seguido de 200 °C por 2h, C – 300 °C por 6h seguido de 200 °C por 36h e D – 300°C por 6h seguido de 200 °C por 72h).	78
Figura 49 – Rotas térmicas do tratamento térmico multi-patamares investigadas por Gao et al: (a) convencional e (b) invertida.	79
Figura 50 – Exemplo de variação da Ms de acordo com a temperatura de ausforming. Redução de 50%.	81
Figura 51 – (a) Curvas de dilatometria para diversos graus de ausforming em diversas temperaturas e (b) curva TTT comparando o efeito do ausforming no tempo necessário de incubação para 5% de bainita transformada.	82
Figura 52 – Efeito da deformação no desenvolvimento da transformação bainítica para 0, 25 e 50% de deformação à 300 °C.	84
Figura 53 – Microestrutura bainítica obtida em diferentes regiões de um billet forjado com deformação verdadeira de 0,63. (a) zona morta com baixa deformação (b) região central do billet com alta deformação.	84
Figura 54 – Parcela de força motriz mecânica (ΔG_{mech}) e força motriz total (ΔG_{total}) <i>versus</i> número total de variantes ativos.	85
Figura 55 – Microestruturas resultantes de austêmpera realizada (a) sem deformação e (b) com deformação (abaixo do limite elástico). As linhas amarelas indicam a direção de crescimento de alguns feixes. A dureza da microestrutura (a) é maior que a de (b) por causa da maior fração de martensita.	85

Figura 56 – Caracterização por EBSD de um material (a) sem deformação e (b) redução de 30%.....	86
Figura 57 – Variação da morfologia bainítica e austenítica. (a) Sem deformação considerável e (b) 200 MPa abaixo do regime plástico.....	88
Figura 58 – Frações de bainita ferrítica, austenita retida em filmes e blocos <i>versus</i> grau de redução aplicada via ausforming.	89
Figura 59 – Estrutura do procedimento experimental.	91
Figura 60 – CCT do material DIN18MnCrSiMo6–4 com ilustração de algumas rotas de resfriamento contínuo.....	92
Figura 61 – Billet cilíndrico utilizado para realização de todos os ensaios.....	93
Figura 62 – (a) Etapas presentes no tratamento térmico. Seção (b) frontal e (c) lateral do corpo de prova equipado com os termopares.	94
Figura 63 – (a) Vista frontal da prensa FKL, (b) Célula de carga, matrizes e colar de aquecimento e (c) detalhe das matrizes em contato com o colar de aquecimento e termopar.	95
Figura 64 – Rotas dos (a) tratamentos térmicos e (b) tratamentos termomecânicos, exibindo a rampa de aquecimento, tempo de encharque e resfriamento. (T: temperatura e t: tempo).	97
Figura 65 – Curvas de resfriamento esperadas plotadas sobre a curva CCT do aço utilizado.	99
Figura 66 – (a) Indica a seção a–a, onde o corpo de prova foi cortado. (b) Indica as regiões da selecionadas da seção a–a.....	100
Figura 67 – Ilustração da influência da deformação nas regiões de um billet forjado com matrizes planas.	101
Figura 68 – Regiões de análise (1, 2 e 3) investigadas nos billets ausformados.	101
Figura 69 – (a) Microestrutura para exemplificação do sistema adotado. (b) Indica a região selecionada com um retângulo vermelho de (a) em maior detalhe. (BG – Bainita Granular, BR – bainita em ripas e CGP – Contorno de grão prévio).	102
Figura 70 – (a) Microestrutura e dureza do material 18MnCrSiMo6–4 como recebido (b) região destacada em (a) em maior detalhe (c) MEV. (FP: Ferrita Poligonal, BG: Bainita granular, MA: constituinte martensita-austenita e BR: Bainita em Ripas).	107
Figura 71 – Curvas de resfriamento em água, óleo e ar.	109
Figura 72 – (a) Médias e desvio padrão das curvas do resfriamento contínuo de dois estágios com austenitização em 1000 °C. (b) Taxas de resfriamento obtidas para os respectivos instantes de retirada do banho líquido (11s) e inversão de temperaturas (21s).....	110

Figura 73 – (a) Médias e desvios padrão das curvas do resfriamento contínuo de dois estágios com austenitização em 1200 °C. (b) Taxas de resfriamento obtidas para os respectivos instantes de retirada do banho líquido (12s) e inversão de temperaturas (21s).....	111
Figura 74 – Microestrutura do meio raio do material tratado via resfriamento contínuo de dois estágios com austenitização de 1000 °C. Visualizado por: (a) e (b) microscopia óptica e (c) e (d) microscopia de varredura. As figuras (b) e (c) mostram em maior magnificação das regiões selecionadas de (a) e (b). (a) também exibe a dureza obtida para a região.	112
Figura 75 – Microestrutura do meio raio do material tratado via resfriamento contínuo de dois estágios com austenitização de 1200 °C. Visualizado por: (a), (b) microscopia óptica e (c) e (d) microscopia de varredura. As figuras (b) e (c) mostram em maior magnificação das regiões selecionadas de (a) e (b). (a) também exibe a dureza obtida para a região.	113
Figura 76 – Regiões próximas a superfície para temperatura de austenitização de: (a) 1000 °C e (b) 1200 °C.	115
Figura 77 – Dureza <i>versus</i> regiões investigadas. Para fins de comparação, a dureza do material como recebido também é exibida.	116
Figura 78 – Fração de austenita retida e conteúdo de carbono em solução na austenita retida para cada região investigada. (a) temperatura de austenitização em 1000 °C e (b) temperatura de austenitização em 1200 °C.....	118
Figura 79 – Razão das densidades de discordâncias por região e condição de tratamento. Também foram adicionados os valores para o mesmo material nas condições como recebido e condição martensítica.	120
Figura 80 – Curvas de tensão <i>versus</i> deformação para diversas condições de tratamento termomecânico. Cada condição é indicada por um símbolo ou região delimitada.	121
Figura 81 – Microestruturas resultantes para as regiões 1, 2 e 3 do ausforming em 600 °C com austenitização em 1200 °C. (a, c, e) são as microestruturas resultantes da redução de 10% enquanto (b, d, f) as microestruturas resultantes da redução de 60%.....	123
Figura 82 – Microestruturas resultantes para as regiões 1, 2 e 3 do ausforming em 600 °C com austenitização em 1000 °C. (a, c, e) são as microestruturas resultantes da redução de 10% enquanto (b, d, f) as microestruturas resultantes da redução de 60%. A figura (f) apresenta uma região destacada que será abordada posteriormente.....	124
Figura 83 – Região destacada da Figura 82 (f). Nesta figura, foram destacadas duas regiões com microestruturas distintas indicadas por B e Mart.	126

Figura 84 – Microestruturas e durezas resultantes das regiões 1, 2 e 3 para o ausforming realizado em 450 °C com austenitização em 1200 °C e redução de 10%. (a, c, e) mostram as microestruturas via MO e (b, d, f) por MEV.	127
Figura 85 – Microestruturas e durezas resultantes das regiões 1, 2 e 3 para o ausforming realizado em 450 °C com austenitização em 1200 °C e redução de 60%. (a, c, e) mostram as microestruturas via MO e (b, d, f) por MEV.	129
Figura 86 – Durezas <i>versus</i> regiões investigadas e grau de redução para as condições com diferentes temperaturas de austenitização do ausforming de 600 °C. (a) Austenitização em 1200 °C e (b) 1000 °C. A dureza do material como recebido é exibida para fins de comparação.	132
Figura 87 – Durezas <i>versus</i> regiões investigadas e grau de redução para a condição do ausforming realizado em 450 °C.	134
Figura 88 – Fração de austenita retida <i>versus</i> redução aplicada para cada região <i>versus</i> conteúdo de carbono na austenita retida para (a) ausforming com austenitização de 1000 °C e (b) ausforming com austenitização de 1200 °C.	135
Figura 89 – Fração de austenita retida <i>versus</i> redução aplicada <i>versus</i> conteúdo de carbono em solução na austenita retida para Ausforming com austenitização de 450 °C.	137
Figura 90 – Razão das densidades de discordâncias <i>versus</i> redução aplicada para os ausformings realizados em 600 °C. A densidade de discordância do material como recebido foi adicionada para fins de comparação.	139
Figura 91 – Razão das densidades de discordâncias <i>versus</i> redução aplicada para o ausforming realizado em 450 °C.	140
Figura 92 – Microestruturas resultantes para as regiões 1, 2 e 3 do ausforming em 600 °C com austenitização em 1200 °C. (a, c, e) são as microestruturas resultantes da redução de 20% enquanto (b, d, f) as microestruturas resultantes da redução de 40%.	151
Figura 93 – Microestruturas resultantes para as regiões 1, 2 e 3 do ausforming em 600 °C com austenitização em 1000 °C. (a, c, e) são as microestruturas resultantes da redução de 20% enquanto (b, d, f) as microestruturas resultantes da redução de 40%.	152
Figura 94 – Microestruturas resultantes para as regiões 1, 2 e 3 do ausforming em 450 °C (a, c, e) indicam as microestruturas resultantes da redução de 20% enquanto (b, d, f) as microestruturas resultantes da redução de 40%.	153
Figura 95 – Microestruturas para as regiões resultantes da têmpera imediatamente após a aplicação da deformação em ausforming 600 °C com austenitização em 1000 °C e redução de 40%. (a) indica a região 1, (b) a região 2 e (c) a região 3.	155

Figura 96 – Padrões de difração para o tratamento térmico com austenitização em 1000 °C. (a) núcleo, (b) meio-raio e (c) superfície (linha azul: difração não refinada, linha vermelha: refinamento aplicado e linha cinza: diferença entre difrações refinadas e não refinadas).	156
Figura 97 – Padrões de difração para o tratamento térmico com austenitização em 1200 °C. (a) núcleo, (b) meio-raio e (c) superfície (linha azul: difração não refinada, linha vermelha: refinamento aplicado e linha cinza: diferença entre difrações refinadas e não refinadas).	157
Figura 98 – Padrões de difração para a região “2” do ausforming realizado em 600 °C com austenitização em 1000 °C. Reduções de: (a) 10% (b) 20% (c) 40% e (d) 60% (linha azul: difração não refinada, linha vermelha: refinamento aplicado e linha cinza: diferença entre difrações refinadas e não refinadas).	157
Figura 99 – Padrões de difração para a região “2” do ausforming realizado em 600 °C com austenitização em 1200 °C. Reduções de: (a) 10% (b) 20% (c) 40% e (d) 60% (linha azul: difração não refinada, linha vermelha: refinamento aplicado e linha cinza: diferença entre difrações refinadas e não refinadas).	158
Figura 100 – Padrões de difração para a região “2” do ausforming realizado em 450 °C com austenitização em 1200 °C. Reduções de: (a) 10% (b) 20% (c) 40% e (d) 60% (linha azul: difração não refinada, linha vermelha: refinamento aplicado e linha cinza: diferença entre difrações refinadas e não refinadas).	159

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Microestrutura resultante em função da magnitude dos mecanismos de difusão e força motriz. (“FM” significa Força Motriz e “D” difusão).....	40
Tabela 2 – Possíveis constituintes secundários da bainita de acordo com a composição química e processamento do aço (A quantidade mínima de silício e alumínio depende da quantidade de carbono).....	53
Tabela 3 – Comparação entre as propriedades do aço Fe-0.24C-1.9Mn-1.3Si-0.05Al tratado por uma rota térmica convencional e um tratamento térmico de dois patamares.....	57
Tabela 4 – Descrição dos termos presentes nas equações 2 e 3.	64
Tabela 5 – Propriedades mecânicas das amostras submetidas ao tratamento multi-patamares convencional e invertido.....	80
Tabela 6 – Fração de austenita retida obtida para a redução e tempo de permanência utilizados no trabalho de Kabirmohammadi; Avishan; Yazdani, (2016). Os resultados sublinhados destacam a maior fração de austenita redita obtidas para cada deformação.	83
Tabela 7 – Composição química do aço DIN18MnCrSiMo6-4.	91
Tabela 8 – Tempos mínimos de encharque para o corpo de prova utilizado.	94
Tabela 9 – Parâmetros definidos para todos os ensaios térmicos e termomecânicos.....	98
Tabela 10 – Grupos de ensaios e <i>ρcond. específica</i> de acordo com o difratômetro utilizado.	106
Tabela 11 – TGAP para correspondente temperatura de austenitização e tempo de permanência.	109

Lista de Siglas

A3	Limite superior da região intercrítica no diagrama $Fe - Fe_3C$;
APT	<i>Atom Probe Tomography</i> (Tomografia por sonda atômica);
ARBL	Alta resistência baixa liga;
Ar1	Temperatura de início da transformação da austenita para ferrita e cementita durante o resfriamento;
Ar3	Temperatura de início da transformação da austenita para ferrita durante o resfriamento;
AR	Austenita retida;
BR	Bainita em Ripas;
Bs	Temperatura de início da transformação bainítica;
BRAGECRIM	<i>Brazilian-German Collaborative Research Initiative on Manufacturing Technology</i> (Iniciativa de Pesquisa colaborativa Brasil-Alemanha em Tecnologia de Manufatura);
CCC	Organização Cúbica de Corpo Centrado;
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i> ;
CFC	Organização Cúbica de Face Centrada;
DRX	Difração de Raios-X;
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados;
FA	Ferrita Alotriomórfica;
FAc	Ferrita acicular;
FP	Ferrita Poligonal;
GAP	Grão Austenítico Prévio;
GB	Bainita Granular;
HV	Dureza Vickers;
IWT	<i>Leibniz Institut für Werkstofforientierte Technologien</i> ;
LVDT	Transdutor de deslocamento (do inglês <i>Linear Variable Differential Transformer</i>);
MA	Constituinte martensita-austenita;
MC	Microconstituinte Não Identificado;
MET	Microscopia eletrônica de transmissão;
MEV	Microscopia eletrônica de varredura;

Mf	Temperatura de final da transformação martensítica;
MO	Microscopia Óptica;
Ms	Temperatura de início da transformação martensítica;
RAC	Resfriamento Acelerado;
Tf	Temperatura de Forjamento;
Tnr	Temperatura de não recristalização;
ToTo	Tratamento térmico;
TRIP	Transformação induzida por plasticidade;
TTT	Diagrama tempo, temperatura e transformação.
TTM	Tratamento termomecânico;
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Lista de Símbolos

$^{\circ}\text{C}$	Graus Celsius;
a	Parâmetro de rede da martensita;
c	Parâmetro de rede da martensita.;
D	Tamanho do cristalito;
Fe_3C	Cementita;
G	Energia livre de Gibbs;
G_{mech}	Parcela mecânica da energia de Gibbs;
GPa	Giga-Pascal;
G_{total}	Energia total de Gibbs disponível;
MPa	Mega-Pascal;
s	Segundos;
t	Tempo;
T	Temperatura.
α	Ferrita;
γ	Austenita;
a_{γ}	Parâmetro de rede da austenita medido via DRX;
$a_{\gamma 0}$	Parâmetro de rede da austenita livre de carbono em solução;
w_c	Conteúdo de carbono;
σ	Resistência mecânica;
σ_0	Contribuição para resistência mecânica pelo reticulado ferrítico;
σ_{ss}	Contribuição para resistência mecânica por solução sólida;
σ_{prec}	Contribuição para resistência mecânica por precipitação;
σ_{tg}	Contribuição para resistência mecânica pelo tamanho de grão;
σ_{trans}	Contribuição para resistência mecânica por transformações;
ρ	Densidade de discordâncias;
nm	Nanômetros;
mm	Milímetros;
μm	Micrômetros;
m	Metro.
LaB_6	Hexaboreto de lantânio.

SUMÁRIO

Lista de Siglas	17
Lista de Símbolos.....	19
1. Introdução.....	24
1.1 Objetivos.....	26
1.2 Estrutura do trabalho.....	27
2. Revisão Bibliográfica	28
2.1 Processamento do aço.....	28
2.2 Tratamentos térmicos.....	29
2.3 Tratamentos termomecânicos	33
2.3.1 Mecanismos de recuperação, encruamento e crescimento de grãos	35
2.4 Ausforming	36
2.5 Transformações de fase: Austenita → Fases produto.....	39
2.5.1 Ferrita	40
2.5.2 Martensita.....	43
2.5.3 Bainita	49
2.5.4 Nucleação e Crescimento	49
2.5.5 Morfologia e classificação	53
2.5.5.1 Bainita superior e inferior.....	54
2.5.5.2 Bainita superior livre de carbonetos	56
2.5.5.3 Bainita Inferior e bainita Nanoestruturada livres de carbonetos	58
2.5.5.4 Bainita Granular	67
2.6 Extensão da bainita nanoestruturada para aços de baixo carbono e aceleração da transformação bainítica.....	71
2.6.1 Variação da composição química.....	72
2.6.2 Variação do tamanho de grão austenítico	74

2.6.3	Emprego de tratamentos térmicos avançados	76
2.6.4	Tratamentos térmicos multi-patamares	76
2.6.5	Emprego do Ausforming	80
2.6.6	Abaixamento da temperatura de início da transformação martensítica	80
2.6.7	Velocidade e tempo da incubação da transformação	81
2.6.8	Estabilização mecânica	83
2.6.9	Seleção de variante	85
2.6.10	Variação morfológica e refinamento da bainita e austenita retida	87
2.6.11	Efeitos nas propriedades mecânicas	89
3.	Procedimento experimental	91
3.1	Preparação	91
3.1.1	Material	91
3.1.2	Corpos de prova	92
3.2	Instrumental	93
3.2.1	Curvas de aquecimento e resfriamento	93
3.2.2	Prensa e medição das cargas de forjamento	95
3.3	Etapas experimentais	96
3.3.1	Parâmetros dos experimentos	97
3.4	Análises I: Resfriamento contínuo de dois estágios	98
3.4.1	Curvas de resfriamento	98
3.4.2	Regiões de análise	99
3.5	Análises II: Ausforming	100
3.5.1	Curvas de tensão <i>versus</i> deformação	100
3.5.2	Regiões de análise	100
3.6	Caracterização metalúrgica	101
3.6.1	Microscopia óptica e de varredura;	101

3.6.2	Análise metalográfica.....	102
3.6.3	Dureza	103
3.6.4	Difração de raios-X	103
3.6.4.1	Proporção de fases	104
3.6.4.2	Conteúdo de carbono na austenita retida.....	104
3.6.4.3	Densidade de discordâncias.....	105
4.	Resultados e discussão	107
4.1	Material como recebido	107
4.1.1	Caracterização microestrutural: material como recebido.....	107
4.1.2	Tamanho de grão austenítico prévio	108
4.2	Tratamento térmico: resfriamento contínuo de dois estágios	109
4.2.1	Curvas de resfriamento.....	109
4.2.2	Caracterização microestrutural: Resfriamento contínuo de dois estágios.....	112
4.2.3	Caracterização microestrutural: Dureza do resfriamento contínuo de dois estágios 116	
4.2.4	Difração de Raios-X	117
4.2.4.1	Quantificação de fases e conteúdo de carbono em solução na austenita retida	117
4.2.4.2	Densidade de discordâncias.....	119
4.3	Tratamento termomecânico: ausforming	120
4.3.1	Curvas de tensão <i>versus</i> deformação	120
4.3.2	Caracterização microestrutural: Ausforming	122
4.3.2.1	Ausforming 600 °C.....	122
4.3.2.2	Ausforming 450 °C.....	127
4.3.3	Caracterização Microestrutural: Dureza ausforming	131
4.3.3.1	Dureza ausforming 600 °C	131
4.3.3.2	Dureza ausforming 450 °C	133
4.3.4	Difração de Raios-X.....	134

4.3.4.1	Ausforming 600 °C: Quantificação de fases e conteúdo de carbono em solução na austenita retida	135
4.3.4.2	Ausforming 450 °C: Quantificação de fases e conteúdo de carbono em solução na austenita retida	137
4.3.4.3	Ausforming 600 °C: Densidade de discordâncias	138
4.3.4.4	Ausforming 450 °C: Densidade de discordâncias	140
5.	Conclusões.....	141
6.	Sugestões para trabalhos futuros	143
7.	Referências Bibliográficas.....	144
	Anexo A – Microestruturas das reduções de 20% e 40%	151
	Anexo B – Ausforming?	154
	Anexo C – Difractogramas	156

1. Introdução

A indústria automotiva tem sido obrigada a se reinventar frente aos desafios modernos que surgiram desde a segunda metade do século XIX até a atualidade. As duas crises do petróleo nas décadas de 70 e 80, seguidos dos novos critérios de segurança e proteção ambiental, são alguns dos acontecimentos que contribuem para as transformações no setor. O objetivo principal, que visa solucionar esses desafios, é relativamente simples: reduzir o peso dos automóveis sem prejudicar a segurança do usuário. Com a redução de peso, diminui-se o consumo de combustível e o desperdício de materiais, atenuando os efeitos negativos no ambiente. Naturalmente, como em todos os problemas de engenharia, existem vários caminhos para a solução deste objetivo, seja pela otimização de projetos, novos conceitos de propulsão ou pelo desenvolvimento de novos materiais, etc. Porém, o caminho para solucionar esses desafios nem sempre é tão simples e exige, principalmente, constante inovação dos setores envolvidos na cadeia de produção e da academia.

O presente trabalho está inserido no contexto de desenvolvimento de novos métodos para processamento de aços, mais especificamente, de aços bainíticos de baixo carbono. Os aços bainíticos foram desenvolvidos por Bain e Davenport (PAXTON, 1970) na década de 30, são constituídos de um grupo de microestruturas intermediárias do ponto de vista da temperatura de transformação austenítica, de maneira que são classicamente originadas de um tratamento isotérmico entre as temperaturas de 600°C até 300 °C. A microestrutura dos primeiros aços bainíticos era composta de feixes aciculares de ferrita contornados por cementita, sendo que o termo bainita, engloba as duas fases distintas. Dependendo da temperatura de transformação isotérmica e a conseqüente limitação da possibilidade de difusão, a disposição espacial da cementita varia, dando origem aos termos clássicos de classificação da bainita: em temperaturas maiores, a cementita deposita-se externamente aos feixes ferríticos (disposição inter-feixe) e, em temperaturas menores, a cementita dispõe-se também no interior dos feixes de ferrita (disposição intra-feixe), dando origem aos termos bainita superior e bainita inferior, respectivamente.

Fenomenologicamente, a transformação bainítica é complexa. Devida à faixa intermediária de temperaturas, a transformação bainítica não é inteiramente reconstrutiva, como a ferrita, nem displaciva, como a martensita, denotando que poderia haver uma atuação conjunta dos dois mecanismos de transformação para a formação da bainita. Essa complexidade se demonstrou ao longo dos anos, sendo que, desde sua descoberta, necessitou-se de quase três

décadas para que houvesse aplicação industrial com êxito, no trabalho de Irvine e Pickering (1957, p. 292-309, apud BHADESHIA, 2015, p. 14). Além disso, há ainda oposição sobre os mecanismos fundamentais atuantes na transformação bainítica, exigindo a utilização crescente de métodos modernos para a investigação destes mecanismos, como é o caso da difração de raios-X de alta energia *in-situ* e a tomografia por sonda atômica como no trabalho de Rementeria et al., (2017). Apesar dos desafios inerentes à metalurgia física da transformação bainítica, essa classe de aços vem sendo estudada amplamente desde a sua descoberta e o desenvolvimento de novos processamentos termomecânicos e conceitos de ligas permitiram que os aços bainíticos se estabelecessem como alternativa a aços ferrítico-perlíticos e martensíticos para produção de diversos componentes pela indústria metalmeccânica.

Caballero et al., (2002) exploraram ao limite os conceitos fenomenológicos da transformação bainítica em um aço de alto carbono. Realizando a austêmpera em até 125 °C, temperatura na qual a difusão de um átomo de ferro é praticamente inconcebível, foi possível alcançar uma microestrutura bainítica composta por feixes de bainita ferrítica com menos de 50 nm e por filmes ainda mais refinados de austenita retida. Tal microestrutura permitiu que fossem alcançadas durezas de 650 HV, tensão de deformação/ruptura de 1960 MPa e 2400 MPa ainda mantendo uma ductilidade apreciável de 16%. Essa nova abordagem no processamento de aços bainíticos foi um marco no desenvolvimento de materiais e gerou uma nova classe de aços bainíticos, os aços bainíticos nanoestruturados. Porém, a introdução dessa nova classe de aços veio acompanhada de diversos desafios. Em vista do alto conteúdo de carbono exigido para alcançar a microestrutura nanoestruturada, as transformações bainíticas são extremamente morosas, exigindo tempos de permanência em banho de sal de vários dias. Adicionalmente, há ainda a dificuldade de soldagem de aços com alto conteúdo de carbono. Desta maneira, há um enorme interesse no desenvolvimento dos aços nanoestruturados atualmente, principalmente em vista da redução dos tempos de permanência e transferência para aços com composições químicas mais enxutas.

Em vista das crescentes demandas de preservação do ambiente, é essencial que os novos conceitos de processamento de materiais sejam adequados. Do ponto de vista da cadeia de produção componentes mecânicos, isso envolve primariamente a redução ou eliminação de etapas de tratamentos térmicos adicionais, de maneira que o componente alcance suas especificações de projeto logo após o passe de conformação, usinagem, etc. Portanto, é apropriado que tratamentos como o revenimento de aços martensíticos ou austêmpera

prolongada, como é o caso dos aços bainíticos nanoestruturados, sejam evitados. Uma classe de materiais vem sendo desenvolvida justamente visando atender essas demandas: os aços bainíticos de forjamento (SOURMAIL, 2017). Esses materiais são projetados para atingir uma microestrutura de projeto logo após a etapa de forjamento via resfriamento contínuo, ou seja, evitando a austêmpera e o revenimento. Tal processamento reduziria consideravelmente não só o consumo energético, mas também o *lead time* da produção de componentes.

Esta dissertação visa investigar o desenvolvimento microestrutural de um aço bainítico de resfriamento contínuo utilizando novos conceitos de processamento e com base na teoria displaciva da transformação bainítica. Uma metodologia para um tratamento térmico seguido de forjamento no campo da austenita metaestável foi desenvolvida com base nos conceitos discutidos detalhadamente na seção de revisão bibliográfica. Os forjamentos foram realizados em billets cilíndricos em duas temperaturas (450 °C e 600 °C) para diferentes graus de deformação (0%, 10%, 20%, 40% e 60%) e diferentes temperaturas de austenitização (1200 °C e 1000 °C), buscando compreender os efeitos de cada parâmetro na microestrutura final. A microestrutura do material em estado de recebimento da empresa fornecedora *Swiss Tech* foi considerada como padrão para comparação do desenvolvimento microestrutural. Para caracterização da amostra em estado de recebimento e cada estado de forjamento, foram utilizadas microscopia óptica, microscopia de varredura, dureza e difração de raios-X.

Este trabalho está vinculado ao programa BRAGECRIM (Iniciativa Brasil-Alemanha para Pesquisa Colaborativa em Tecnologia de Manufatura) e englobado no projeto “Manufatura Energeticamente Eficiente para Aços Bainíticos Avançados Baseada no Processamento Termomecânico”, que tem como objetivo a redução da energia utilizada na cadeia de processamento de componentes forjados pela introdução de aços bainíticos de resfriamento contínuo.

1.1 Objetivos

O objetivo deste trabalho é analisar e caracterizar a evolução microestrutural do material DIN 18MnCrSiMo6-4 quando sujeito a diferentes tratamentos térmicos e termomecânicos. Visando adequar as condições termodinâmicas para a transformação bainítica, estes tratamentos consistiram da redução abrupta da temperatura (\uparrow °C/s) de início da transformação para \approx 450 °C e \approx 600 °C com subsequente forjamento com reduções incrementais de 0%, 10%, 20%, 40% e 60% seguidas de resfriamento em ar calmo (\downarrow °C/s).

1.2 Estrutura do trabalho

A seção de número 2 apresenta todo o embasamento teórico para compreensão e motivação dos tratamentos térmicos e termomecânicos propostos neste trabalho. Espera-se que com esta revisão, os resultados e discussões propostos ao fim do trabalho sejam facilmente compreendidos. Nesta seção, há uma preocupação com o detalhamento da transformação da austenita para as possíveis fases e constituintes em vista de princípios metalúrgicos.

A seção de número 3 apresenta a metodologia aplicada. A seção experimental do trabalho é dividida em duas partes: primeiramente a metodologia do tratamento térmico seguida então pelo tratamento termomecânico.

A seção de número 4 apresenta os resultados e discussões. Esta seção também é dividida em resultados dos tratamentos térmicos e termomecânicos, não deixando, porém, de conectar os resultados das diferentes seções.

Finalmente, a seção 5 apresenta as conclusões enquanto a seção 6 sugere perspectivas para continuação do presente trabalho.

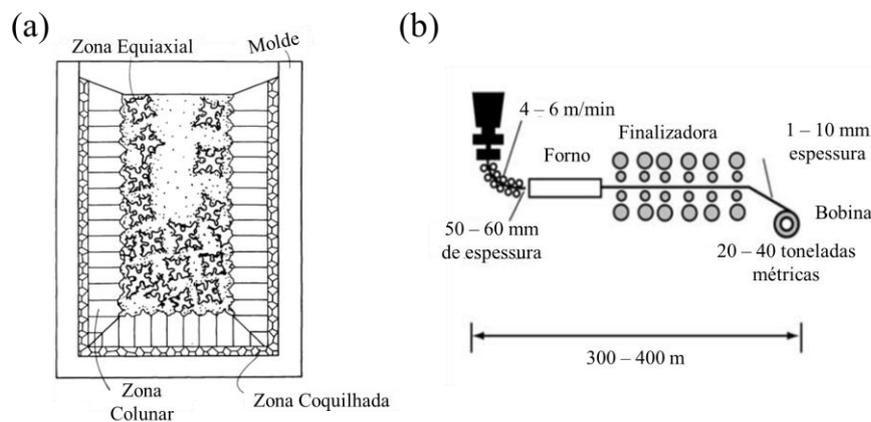
Ao final do trabalho, são apresentados resultados complementares nos anexos A, B, e C, visando contribuir para o texto principal.

2. Revisão Bibliográfica

2.1 Processamento do aço

A microestrutura inicial do aço, que é geralmente obtida após o lingotamento convencional ou contínuo do mesmo, é composta usualmente de regiões microestruturalmente distintas dependentes diretamente do modo de resfriamento e as técnicas de fusão ao qual o lingote é submetido. Os gradientes externos e internos de temperatura, a quantidade de soluto em suspensão e a utilização de técnicas especiais, dentre outros fatores, devem controlar a heterogeneidade final da microestrutura após o lingotamento. Um exemplo clássico da microestrutura gerada pelo lingotamento é mostrado na Figura 1 (a), que apresenta uma estrutura composta por regiões com diferentes morfologias: zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial.

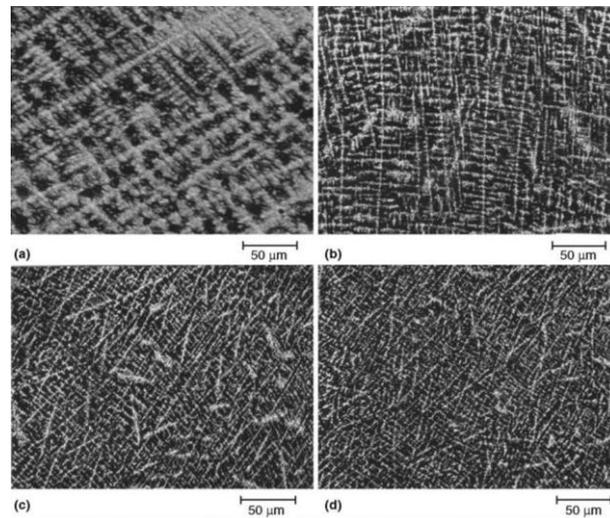
Figura 1 – (a) Ilustração da macroestrutura de um caso de lingotamento convencional. (b) Exemplo de configuração para lingotamento contínuo, mostrando os rolos de laminação a quente.



FONTE: (ASM Handbook 15, 1998), (KRAUSS, 2005), adaptado.

A microestrutura resultante do lingotamento é então processada por laminação à quente, como mostrado na Figura 1 (b), visando atingir um maior grau de homogeneização microestrutural. Um exemplo dos efeitos de diferentes graus de laminação na microestrutura é exibido na Figura 2.

Figura 2 – Efeito de diferentes graus de deformação aplicados na microestrutura solidificada.
(a) Redução de 7:1, (b) Redução de 10:1, (c) Redução de 27:1 e (d) Redução de 49:1.



FONTE: (KRAUSS, 2005).

O lingotamento é, porém, um método de fabricação inicial para obter geometrias pré-definidas como barras, perfis e chapas, raramente é um processo que resulta em produtos com formato e as propriedades finais para aplicação direta. Essas geometrias constituem o ponto inicial da cadeia de produção de componentes e estruturas para aplicações variadas. Dependendo da aplicação do componente, são então empregados processos adicionais de fabricação, como a conformação mecânica, a usinagem e a soldagem, para atingir os requisitos de projeto de um componente. Esta seção tratará dos conceitos necessários para abordar o processamento termomecânico por *ausforming*, com destaque para o processamento por forjamento.

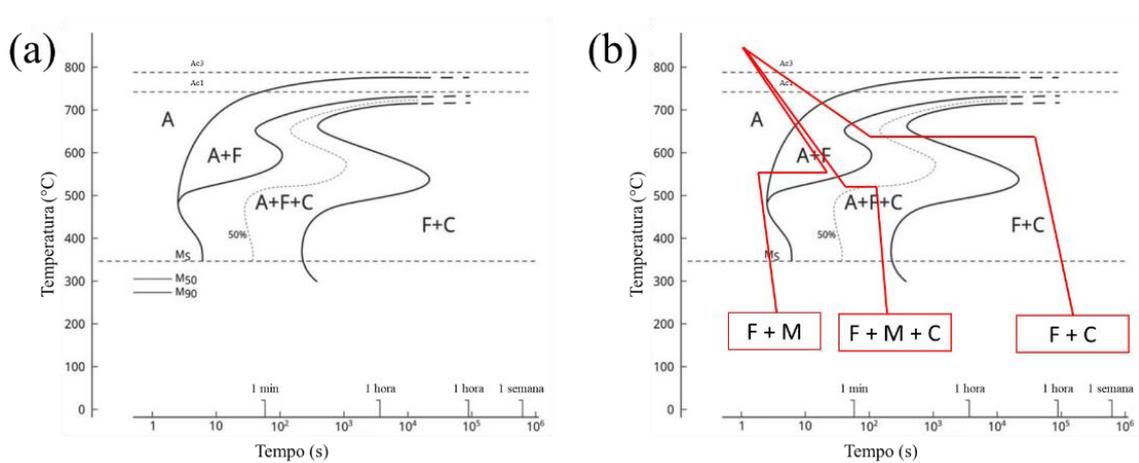
2.2 Tratamentos térmicos

Tratamentos térmicos (ToTos) são um conjunto de processos que objetivam atingir um estado específico de propriedades pela utilização e controle da temperatura ou variação de temperatura do material. Esse tipo de processamento é amplamente utilizado para uma série de materiais de diferentes classes. No caso dos aços, os tratamentos térmicos têm como objetivo principal controlar e aprimorar as propriedades mecânico-metalúrgicas de componentes, além de possibilitar o controle da proporção e uniformidade microestrutural, aliviar tensões residuais, aumentar a usinabilidade e também constituir etapas preliminares em uma cadeia de processamento complexa, como na utilização da normalização para redução de bandejamento

em aços laminados ou homogeneização da dimensão dos grãos austenítico prévio em aços forjados a quente. O presente trabalho tem foco nos tratamentos térmicos que têm como objetivo controlar as propriedades mecânico-metalúrgicas assim como as fases resultantes.

Classicamente, tratamentos térmicos de materiais ferríticos são representados por curvas temperatura-transformação-tempo, ou curvas TTT, como mostrado na Figura 3 (a) para o aço hipoeutetóide ABNT 4140. Neste tipo de diagrama, todo o espectro de transformações é ilustrado por curvas que representam a proporção da transformação da fase mãe para as fases resultantes, em função do tempo. A Figura 3 (b) mostra exemplos de curvas de resfriamentos e as respectivas microestruturas resultantes. É importante notar que as curvas plotadas nos gráficos TTT são isotermas.

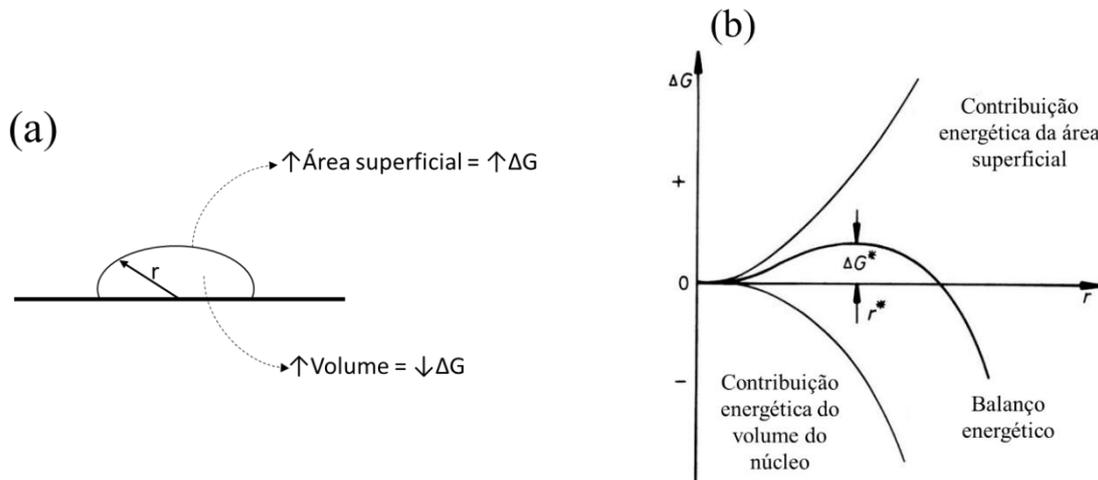
Figura 3 – (a) Curva temperatura-transformação-tempo (TTT) para um aço o aço ABNT 4140. (b) exemplos de rotas de resfriamento com as respectivas microestruturas resultantes.



FONTE: (KAPPES et al., 2014), adaptado.

O início da transformação nas curvas TTT é determinado pela equação da taxa de nucleação heterogênea (PORTER; EASTERLING, 2014), que descreve a formação de um núcleo da fase produto na fase mãe. Para que a nucleação da fase produto seja realizada, o núcleo precisa superar a barreira de energia de ativação, representada pelo balanço de energia livre entre volume e a energia superficial do núcleo formado. A Figura 4 (a) ilustra um evento de nucleação heterogênea para uma calota esférica de raio “r”. O balanço entre as contribuições energéticas da área e o volume do núcleo em desenvolvimento é mostrado na Figura 4 (b), plotado em função da energia livre pelo raio do núcleo.

Figura 4 – (a) Ilustração de um evento de nucleação heterogênea para uma calota esférica e (b) diagrama da variação da energia livre (ΔG) versus raio do núcleo (r). O balanço entre a energia livre superficial e o volume do núcleo determinam o evento de nucleação.



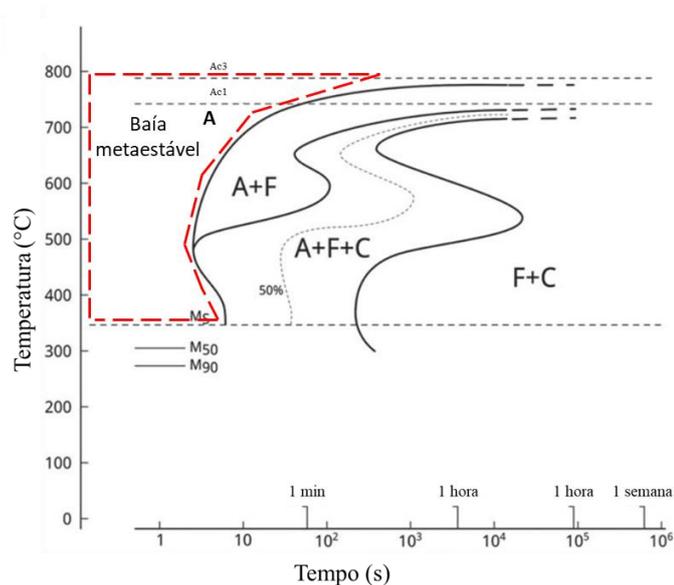
FONTE: (PORTER; EASTERLING, 2014), adaptado.

A nucleação é consolidada quando o balanço de energia livre favorece a manutenção do núcleo. Este momento é representado na Figura 4 (a) quando o núcleo atinge o raio crítico " r^* ", o que representa um evento de nucleação para uma temperatura em questão. Este conceito pode ser aplicado para toda a faixa de temperaturas em questão, resultando na obtenção da curva de "cotovelo" característica dos diagramas TTT. O formato em "C" desse tipo de curvas é explicado pela atuação dos mecanismos de difusão e força motriz. Em altas temperaturas, há facilidade para saltos atômicos e, portanto, a difusão é facilitada. Já, para baixas temperaturas, há baixa difusão, porém elevada força motriz para transformação. Quando a faixa de temperatura propicia a atuação conjunta dos mecanismos de difusão e força motriz, há elevada taxa de nucleação, o que explica o máximo da curva TTT se localizar em temperaturas médias.

O diagrama TTT pode então ser interpretado como um guia de proporções microestruturais reguladas pelos mecanismos de difusão e força motriz. Em altas temperaturas, há formação de microestruturas que necessitam de difusão de longo alcance, como a ferrita poligonal e a cementita. Quando a transformação ocorre em temperaturas inferiores, ocorre a transformação para ferrita de Widmanstätten, bainita superior, bainita inferior e martensita. Essas microestruturas serão abordadas em maior detalhe na seção 2.5.

Outro aspecto importante, é que a barreira de energia de ativação explica o porquê existe um período de *gap* para que se iniciem os fenômenos de nucleação e crescimento. Em outras palavras, existe uma região em que, mesmo com as condições de temperatura e resfriamento favoráveis, a nucleação e o crescimento só ocorrem após que a barreira energética seja superada. Esta região será neste trabalho denominada como “baía metaestável”. A Figura 5 ilustra a região da baía no diagrama TTT para o aço ABNT 4140.

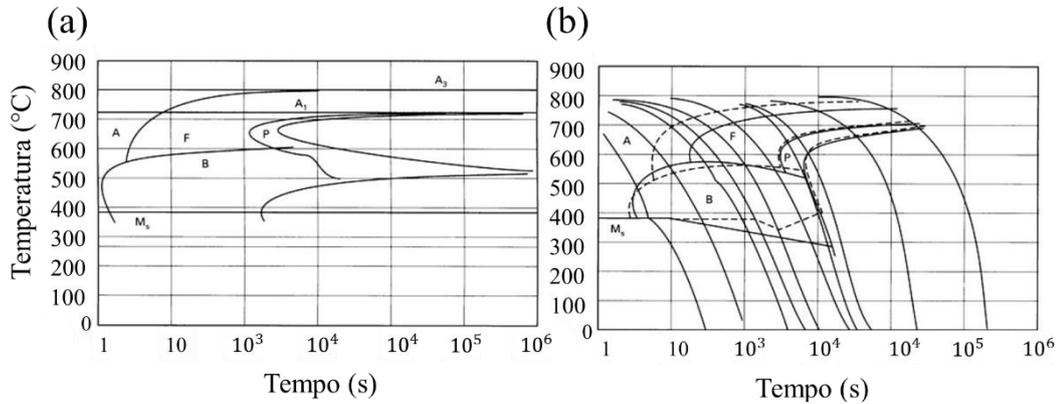
Figura 5 – Região da baía metaestável delimitada pela linha pontilhada para o aço 4140.



FONTE: (KAPPES et al., 2014), adaptado.

Os diagramas TTT tem como princípio a realização de tratamentos isotérmicos, ou seja, o corpo de prova deve ser teoricamente resfriado instantaneamente até a temperatura em que se objetiva realizar o tratamento térmico, desconsiderando as variações que o resfriamento implica na transformação de fases. Além disso, a maioria dos procedimentos industriais de processamento de materiais envolvem resfriamentos contínuos, o que acaba limitando a utilização prática dos diagramas TTT. Para tanto, foram desenvolvidos os diagramas de transformação em resfriamento contínuo (do inglês *continuous cooling transformation* - CCT). Neste tipo de diagrama, o comportamento transiente do resfriamento contínuo é considerado, o que resulta numa transposição das curvas TTT para tempos mais longos e temperaturas mais baixas em razão das transformações ocorrerem mais lentamente em temperaturas mais baixas. A Figura 6 ilustra a transposição das curvas TTT para CCT do aço 4130 (ERICSSON, 1991).

Figura 6 – Ilustração do efeito do resfriamento contínuo no diagrama TTT, resultando no diagrama CCT. (a) Diagrama TTT, (b) diagrama CCT. Em (b) as linhas pontilhadas representam a simulação computacional do diagrama CCT para o aço 4130.



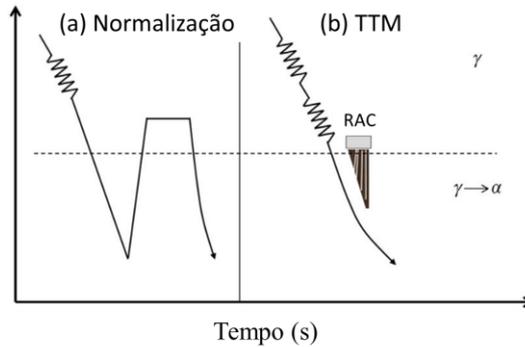
FONTE: (ERICSSON, 1991), adaptado.

Os diagramas CCT são utilizados para previsão da proporção microestrutural da mesma maneira que nos diagramas TTT, porém, são utilizadas curvas com taxas de resfriamento constantes, em substituição das curvas isotermas dos diagramas TTT.

2.3 Tratamentos termomecânicos

Processos de fabricação são utilizados para conferir formato e propriedades específicas para um determinado componente e atividade específica. A conformação mecânica, principalmente por meio da laminação e forjamento, constitui um grupo de processos de fabricação que visam primariamente gerar um produto com dimensões específicas. Além disso, com o controle adequado do processo, a conformação possibilita a obtenção de propriedades mecânico-metalúrgicas aprimoradas. A evolução dos tratamentos termomecânicos (TTM) na segunda metade do séc. XX, paralelamente com o desenvolvimento dos aços alta resistência baixa liga (ARBL), mostrou que o controle sistemático da cadeia de processamento de um componente pode reduzir a adição de elementos de liga e a necessidade de tratamentos térmicos posteriores, o que consolidou a utilização do processamento termomecânico no *design* de produtos metálicos. A Figura 7 compara a rota de processamento de chapas de aço em um sistema convencional de normalização e com o conceito de TTM implementado.

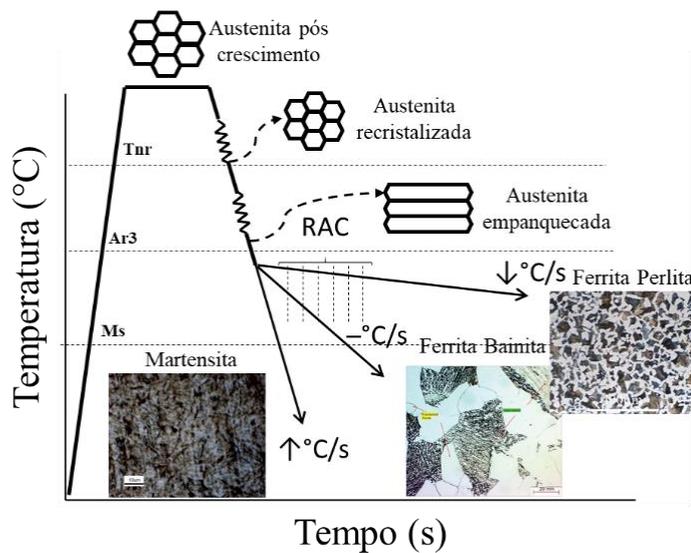
Figura 7 – Comparação de (a) processamento convencional por normalização e (b) TTM para produção de chapas de aço. (RAC significa Resfriamento Acelerado)



FONTE: (MILITZER, 2014), adaptado.

O objetivo da normalização pós laminação apresentado na Figura 7 (a) é aumentar a resistência do produto por gerar grãos austeníticos refinados que, por sua vez, permitem a manutenção da microestrutura refinada após o resfriamento. O TTM, Figura 7 (b), elimina a utilização da re-austenitização pela implementação de um passe de laminação abaixo da temperatura de não recristalização, resultando no refinamento dos grãos austeníticos e substituindo a normalização. Adicionalmente, foram implementados módulos de resfriamento acelerado na cadeia de produção, permitindo controlar a taxa de resfriamento das chapas em processamento. A Figura 8 ilustra o efeito do processamento discutido na microestrutura resultante.

Figura 8 – Evolução microestrutural para diferentes rotas de processamento termomecânico.



FONTE: (MILITZER, 2014), adaptado.

Basicamente, os TTM visam condicionar o produto de maneira que todos os processos atuem em uma cadeia direta, dispensando a utilização de tratamentos térmicos posteriores. Isto é realizado pelos passes de conformação, que controlam o tamanho de grão austenítico resultante. Em sequência, a estrutura recém conformada é sujeita ao sistema de resfriamento controlado, que permite o controle da transformação de fases e, portanto, das propriedades finais do material.

2.3.1 Mecanismos de recuperação, encruamento e crescimento de grãos

Como é mostrado na Figura 8, a temperatura na qual a deformação é aplicada tem uma influência significativa no condicionamento dos grãos austeníticos. Caso a deformação seja aplicada acima da temperatura de não recristalização (T_{nr}), há atuação expressiva de mecanismos de recuperação (ou amaciamento), que reorganizam os defeitos que estão sendo introduzidos pela deformação e também permitem a nucleação e crescimento de novos grãos de austenita a partir do mecanismo de recristalização. Caso a deformação seja aplicada abaixo da T_{nr} , o mecanismo de difusão é limitado, o que impede a atuação dos mecanismos de amaciamento, resultando também no acúmulo de defeitos na microestrutura, como no encruamento. Neste caso, os grãos de austenita assumem um formato alongado, chamado comumente de “formato empanquecado”, devida ao formato esbelto dos grãos deformados (ROLLETT et al., 2004).

Outro fenômeno relevante no quesito de condicionamento da morfologia do grão austenítico é o crescimento de grãos. Quando a temperatura de austenitização é elevada, a elevada mobilidade dos átomos permite que movimentações atômicas visando reduzir a energia livre da microestrutura ocorram. Neste caso, como a microestrutura já está praticamente livre de defeitos como discordâncias, há uma reorganização dos contornos de grão, que são a estrutura restante com maior energia. A alta mobilidade dos contornos de grão permite então um coalescimento dos grãos de austenita, permitindo seu crescimento (caso não ocorra ancoramento por partículas não solúveis, como carbonetos). Este fenômeno permite controlar o tamanho de grão final da austenita antes do forjamento, o que foi explorado neste trabalho de acordo com o estudo proposto por Silveira (2019), que analisou o mesmo material utilizado neste trabalho.

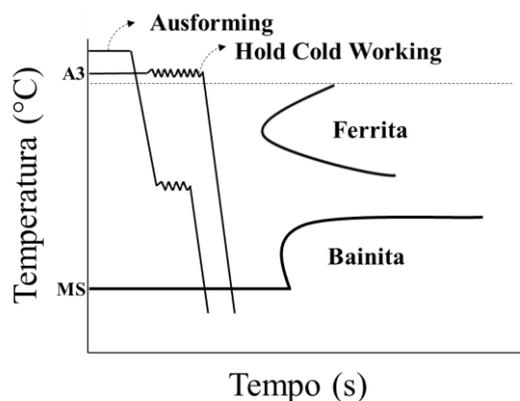
O controle dos mecanismos de recuperação, encruamento e crescimento de grãos são utilizados por meio de tratamentos termomecânicos com parâmetros ajustados para o controle

microestrutural, visando controlar a extensão que cada mecanismo atua, de acordo com as especificações de projeto do componente. Neste trabalho, o foco principal não está na caracterização dos comportamentos de recuperação e encruamento da austenita metaestável, porém na transformação bainítica que ocorre a partir do condicionamento da austenita deformada. O leitor é então direcionado a trabalhos mais específicos para aprofundamento no tema de recristalização (HUANG; LOGÉ, 2016; ROLLETT et al., 2004).

2.4 Ausforming

O ausforming é uma classe de processamento termomecânico que tem como objetivo realizar o passe de conformação na austenita metaestável, ou seja, o passe de conformação é realizado abaixo da linha de equilíbrio (A_{r3} , A_3 ou A_{r1} , dependendo da composição química do aço) antes que se inicie a transformação da austenita para fases produto (ver Figura 5). A primeira utilização do ausforming foi em 1951 por Harvey (1951, p. 70-71, apud MUKHERJEE, 1966, p. 156), que realizou *shot peening* no campo da austenita metaestável. Harvey, além de encontrar melhorias nas propriedades superficiais do material por ausforming, sugeriu que a implementação do ausforming nos processos de laminação, forjamento e estampagem também resultariam em melhores propriedades que o processamento convencional. A Figura 9 ilustra duas rotas de processamento investigadas por Harvey.

Figura 9 – Ilustração dos processos *Hot Cold working* e Ausforming, investigados por Harvey.



FONTE: (MUKHERJEE, 1966), adaptado.

Em sequência aos trabalhos e conclusões iniciais de Harvey, diversos trabalhos (MUKHERJEE, 1966; SCHMATZ; ZACKAY, 1960) investigaram a utilização do ausforming como rota alternativa de conformação, com foco na produção de aços martensíticos revenidos.

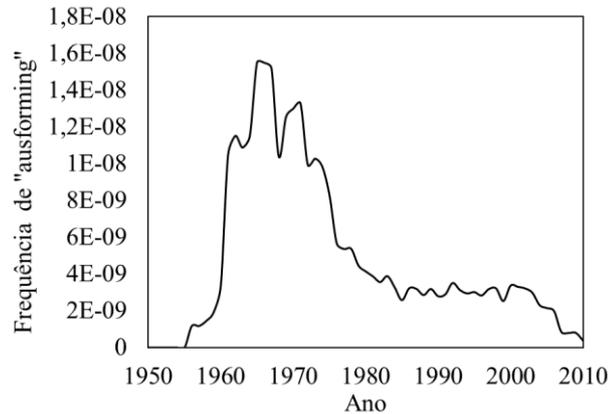
Marschall W.C., (1963). realizou uma revisão extensa dos trabalhos realizados até 1963, concluindo principalmente que o ausforming (neste trabalho referido como *hot cold working*) resulta em aumento das resistências de escoamento e ruptura proporcionalmente à deformação empregada para aços com conteúdo de carbono maior que 0,3% em massa, sem afetar notavelmente a ductilidade. Neste mesmo trabalho, foi reportado que o teor dos elementos de liga não resultaria em grandes variações nas resistências obtidas, tendo papel importante apenas na ampliação da baía metaestável (ver seção 2.2). Porém, Tamura, I. (1966), apresentaram em seu trabalho sobre aços ferramenta resultados opostos aos reportado por Marschall, apontando que a resistência alcançada pelo ausforming seria fortemente relacionada com os elementos de liga e, além disso, não haveria incrementos na resistência mecânica, mas na ductilidade final do produto.

O aprimoramento das propriedades mecânicas por ausforming foi estudado por Tamura (1964) por microscopia eletrônica de transmissão (MET), que concluiu que o mecanismo de endurecimento por ausforming é relacionado ao refinamento das placas de martensita e à precipitação de carbonetos finamente distribuídos na microestrutura. O refinamento das placas de martensita estaria conectado a inserção de estruturas secundárias (defeitos) como bandas de escorregamento e deformação, inseridas pela deformação realizada na austenita não recristalizada. Essas estruturas de deformação agem como barreiras ao crescimento das placas martensíticas, refinando-as. O estudo por MET permitiu avaliar que haveriam “nuvens” de discordâncias na microestrutura martensítica. Tamura não afirmou se as discordâncias seriam herdadas da austenita ou inseridas pela transformação de fase, mas concluiu que o acúmulo de discordâncias seriam o motivo da precipitação finamente dispersa de carbonetos. Bamberger (1967) estudou a fadiga de contato em rolamentos do aço M-50, encontrando resultados expressivos na extensão da vida em fadiga sem aumento expressivo na dureza do material tratado convencionalmente e ausformado. Bamberger atribuiu as melhorias proporcionadas pelo ausforming ao refinamento das placas martensíticas e precipitados finamente distribuídos, corroborando o trabalho de Tamura (1964).

Apesar dos esforços direcionados ao desenvolvimento do Ausforming nas décadas de 50 e 60, em vista das dificuldades tecnológicas de aplicação do ausforming, a técnica passou a receber menos atenção da academia nas próximas três décadas, sendo denominada como “não tão popular” por Tamura (1987). A Figura 10 mostra o interesse pela técnica utilizando a

plataforma Ngram Viewer (MICHEL et al., 2010), que exibe a frequência de utilização de uma palavra em livros *versus* os anos de publicação.

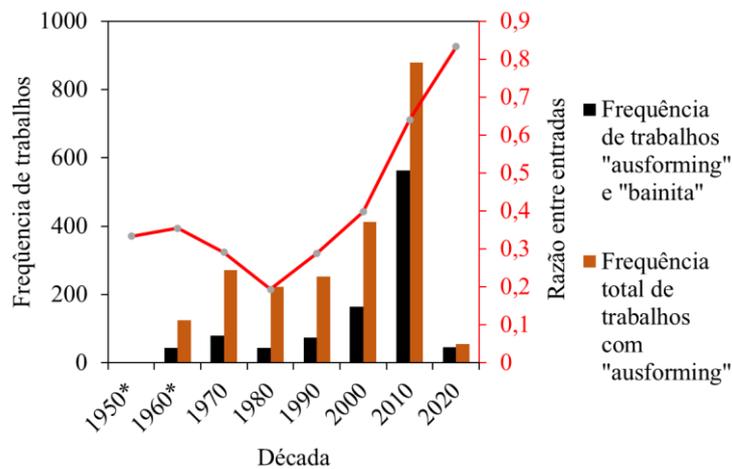
Figura 10 – Frequência da utilização da palavra “ausforming” *versus* data de publicação do livro (Database 2012).



FONTE: Autor, pela plataforma Ngram viewer.

A técnica voltou a receber foco no início dos anos 2000, sendo estudada acoplada a outras grandes áreas de estudo do aço, como por exemplo em investigações com *memory shape alloys*. Na década de 2010, ligada fortemente com a pesquisa voltada à microestrutura bainítica, houve um salto na produção relacionada a ausforming. A Figura 11 mostra a evolução da ocorrência da palavra-chave na plataforma *Google Scholar* para “ausforming” e “ausforming, bainite” desde o início da aplicação da técnica em 1950, realizada 06/05/2020.

Figura 11 – Frequência da ocorrência das palavras-chave “ausforming” x “ausforming, bainite” na plataforma *Google Scholar*.



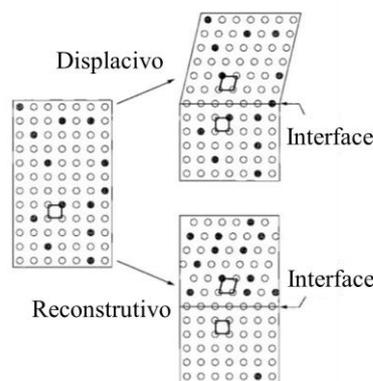
FONTE: Autor.

Grande parte do interesse atribuído às microestruturas bainíticas está vinculado à promissora pesquisa em vista do desenvolvimento da nanobainita (abordada em maior detalhe na seção 2.5.5.3) do início dos anos 2000 (CABALLERO et al., 2001), que se intensificou ao longo da década de 2010 (CABALLERO et al., 2019). A produção da bainita em nano-escala exige a realização de tratamentos isotérmicos em temperaturas extremamente baixas (de 250 °C até 125 °C, segundo Bhadeshia (2005)), que exigem longos tempos para finalização da transformação. O ausforming passou então a ser investigado como ferramenta para redução dos tempos de banho isotérmico para obtenção da nanobainita, devida a introdução de uma parcela de energia livre na transformação da austenita para ferrita. Esse processo será abordado mais profundamente na seção 2.6.5.

2.5 Transformações de fase: Austenita → Fases produto

Durante o resfriamento, a austenita se torna uma fase instável, resultando em sua decomposição em fases produto. Segundo Bhadeshia (2015), existem dois grupos principais de fases produto: transformações reconstitutivas e displacivas, que dependem do contexto termodinâmico em que ocorre a transformação. As transformações reconstitutivas ocorrem por meio do mecanismo de difusão, de maneira que a nova estrutura atômica resulta do rearranjo de substitucionais e suas ligações. As transformações displacivas ocorrem em temperaturas onde os átomos são impossibilitados de mover por difusão. Neste caso, a nova estrutura atômica é obtida por uma deformação uniforme na estrutura. Isso implica que nas transformações displacivas, há correspondência atômica entre a fase mãe e a fase produto. A Figura 12 ilustra o arranjo atômico e estrutural dos dois mecanismos de transformação de fases na austenita.

Figura 12 – Arranjo atômico e estrutural após transformação displaciva e reconstitutiva. Notar que há variação geométrica no mecanismo displacivo, sem rearranjo atômico.



FONTE: (BHADESHIA, 2015)

A Tabela 1 descreve as possíveis transformações para aços em função do mecanismo atuante. A ferrita de Widmanstätten é resultante da atuação dos mecanismos atuando conjuntamente.

Tabela 1 – Microestrutura resultante em função da magnitude dos mecanismos de difusão e força motriz. (“FM” significa Força Motriz e “D” difusão).

Microestrutura resultante	Mecanismo atuante	Classificação da transformação
Ferrita poligonal	↑D ↓FM	Reconstrutiva
Perlita	↑D ↓FM	Reconstrutiva
Ferrita de Widmanstätten	–D –FM	Mista
Bainita	↑FM ↓D	Displaciva
Martensita	↑FM ↓D	Displaciva

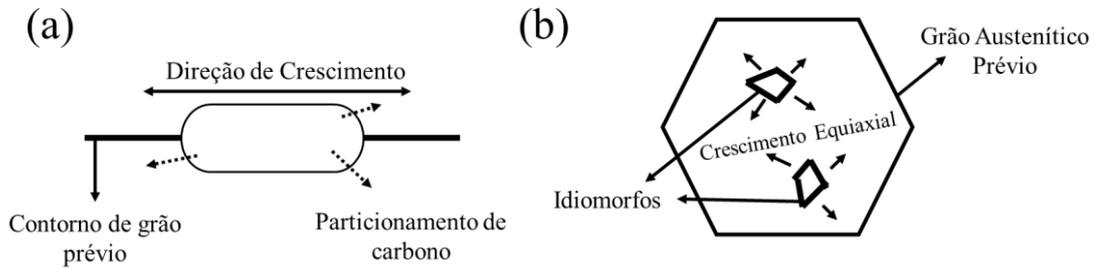
Fonte: Autor.

Esse capítulo abordará brevemente as transformações ferríticas e martensíticas, para então introduzir a transformação bainítica.

2.5.1 Ferrita

A ferrita é o resultado da transformação reconstrutiva da austenita quando há um contexto termodinâmico que permita a difusão de longo alcance. Por causa da variação do fator de empacotamento da austenita CFC para ferrita CCC, há uma queda na solubilidade do carbono portanto a transformação da austenita para ferrita é controlada pela difusão de carbono. A ferrita é normalmente classificada de acordo com a região de nucleação, sendo denominada ferrita alotriomórfica ou idiomorfa. A ferrita alotriomórfica nucleia e cresce consumindo contornos de grãos austeníticos, assumindo um formato longo e esbelto. A ferrita idiomorfa nucleia em estruturas (precipitados, inclusões) localizadas no seio do grão, com crescimento equiaxial. A Figura 13 ilustra as duas classes de ferrita.

Figura 13 – (a) ferrita alotriomórfica e (b) ferrita idiomorfa.



FONTE: Autor.

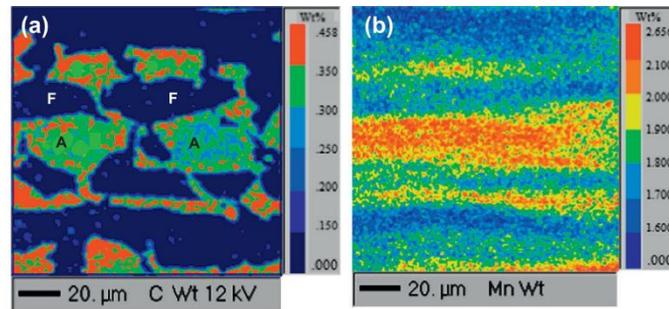
A equação (1) descreve o mecanismo de endurecimento para aços (MILITZER, 2014):

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_{prec} + \sigma_{tg} + \sigma_{trans} \quad (1)$$

De maneira que: σ_0 representa o reforço intrínseco da microestrutura ferrítica, σ_{ss} representa o reforço por solução sólida, σ_{prec} representa o reforço por precipitados, σ_{tg} representa o reforço pelo tamanho de grão e σ_{trans} a contribuição de endurecimento pelas transformações perlíticas, bainíticas, etc. Para o caso da ferrita, os únicos mecanismos de endurecimento que contribuem para o endurecimento são o reforço pela estrutura ferrítica e o tamanho de grão, podendo ser praticamente descartado o endurecimento por solução sólida, já que a solubilidade do carbono na ferrita é negligível, explicando a alta ductilidade e baixa resistência de aços ferríticos.

Um fator importante da transformação ferrítica é a influência do particionamento de ligantes intersticiais e substitucionais ocasionado pela sua transformação. O particionamento ocasiona num enriquecimento local de soluto na interface da microestrutura austenítica da vizinhança, resultando em diversos efeitos na transformação da austenita remanescente. Zhu et al., (2013) investigaram o efeito do particionamento em aços tratados na região intercrítica por microsonda, o que permitiu evidenciar o particionamento heterogêneo de carbono e manganês na interface austenita/ferrita, resultando num gradiente de composição química nos grãos de austenita remanescente. Zhu et al, concluíram que a transformação bainítica é atrasada devido ao aumento da estabilidade austenítica na interface α/γ , resultando no atraso da cinética de transformação bainítica. A Figura 14 mostra os resultados do microsonda realizados por Zhu et al.

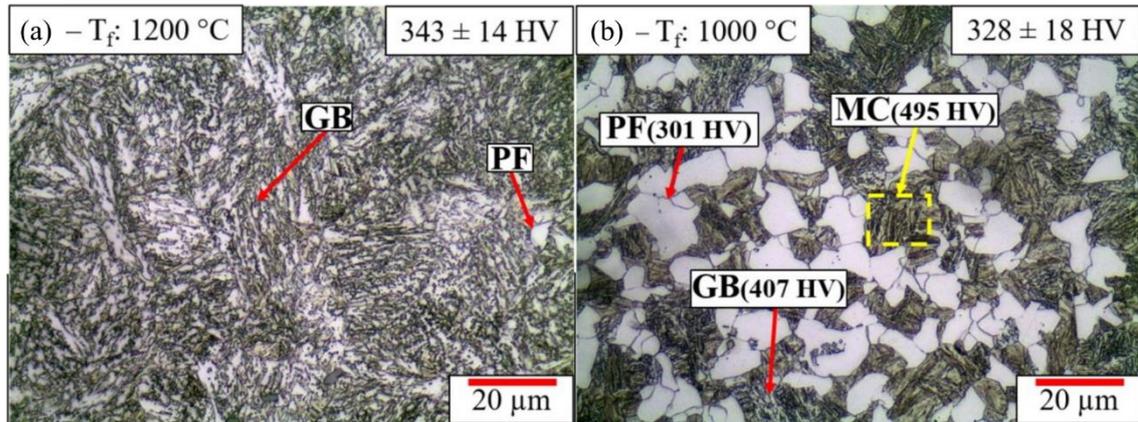
Figura 14 – (a) Concentração de carbono e (b) concentração de manganês por microsonda. (F – ferrita, A – austenita)



FONTE: (ZHU et al., 2013)

Quando a deformação da austenita ocorre em diferentes temperaturas, como por exemplo num forjamento à quente com diferentes temperaturas de austenitização, a intensidade dos mecanismos de recuperação varia juntamente com a temperatura e grau de deformação, e, portanto, a transformação ferrítica pode ser significativamente influenciada. Em um contexto de alta deformação, ocorre a variação morfológica da austenita de grãos equiaxiais para uma geometria alongada, fenômeno chamado de “empanqueamento”. Segundo Sietsma (2012), ao longo da variação morfológica, também são introduzidas subestruturas de defeitos, aumentando a densidade de discordâncias. A temperatura em que o processo termomecânico ocorre determinará então se haverá recristalização dos grãos austeníticos e aniquilação das discordâncias por recuperação. Caso a temperatura seja insuficiente, os fenômenos de recuperação não se sucederão, resultando numa microestrutura termodinamicamente instável, com elevado perímetro de contornos de grãos e num aumento da temperatura para início da transformação ferrítica. Desta maneira, com o progressivo resfriamento, grãos de ferrita alotriomórfica devem se formar, consumindo os contornos de grão (região com alta densidade de defeitos) introduzidos pela deformação. Esses efeitos foram investigados por Silveira et al., (2020) no forjamento de um aço bainítico de baixo carbono em diferentes temperaturas. Neste trabalho, uma redução de 60% aplicada em 1000 °C resultou em uma transformação considerável da austenita para ferrita alotriomórfica. Além disso, a formação de ferrita intensificou o efeito de particionamento discutido anteriormente, resultando na formação de uma microestrutura de alta dureza provavelmente composta por martensita (chamado de MC neste trabalho), o que não foi observado na deformação de 60% em 1200 °C. A Figura 15 mostra as microestruturas obtidas para cada quadro de processamento.

Figura 15 – Efeito da temperatura de forjamento com 60% de redução na formação de ferrita, e microdurezas. (a) forjamento a 1200 °C e (b) 1000 °C. (T_f – temperatura de forjamento, PF – ferrita poligonal, GB – bainita granular e MC – microconstituente não identificado).



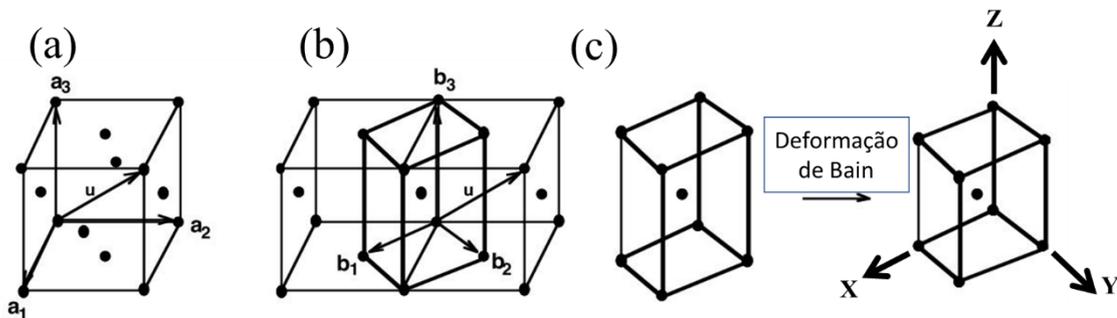
FONTE: (SILVEIRA et al., 2020)

2.5.2 Martensita

A martensita é o resultado da transformação austenítica quando não há possibilidade de difusão tanto para átomos substitucionais quanto intersticiais. Desta maneira, a transformação de CFC para CCC ocorre por uma deformação atérmica, uniforme e coordenada na microestrutura, determinada como displaciva ou militar (BHADESHIA, 2015). A utilização do termo atérmico se refere a uma ativação não estimulada por temperatura, displacivo se refere a atuação de um mecanismo de deslocamento e o termo militar à coordenação em que ocorre este deslocamento.

Bain em 1924 propôs um modelo em que a variação do empacotamento ocorre pelos menores deslocamentos possíveis, chamado de “deformação de Bain”, mostrado na Figura 16.

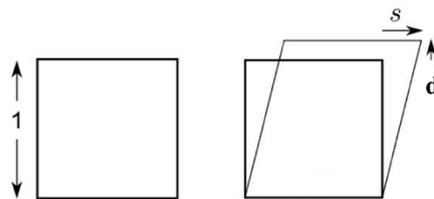
Figura 16 – (a) Estrutura CFC (b) Correspondência da célula TCC dentro da célula CFC. (c) Deformação de Bain: compressão nos eixos Z e tração dos eixos X e Y para obtenção de uma célula CCC.



FONTE: (BHADESHIA, 2001), adaptado.

Mais colocações fenomenológicas quanto à cristalografia da martensita são necessárias para explicar a transformação completamente, para isso são recomendadas literaturas mais aprofundadas (RIOS; PADILHA, 2007; KRAUSS, 2005). Porém, a deformação de Bain explica razoavelmente as distorções relacionadas a deformação martensítica, que, considerando-se um modelo de um quadrado de arestas unitárias, são da ordem de um cisalhamento $s = 0,22$ e uma deformação $d = 0,03$, exemplificado na Figura 17.

Figura 17 – Ilustração das deformações atuantes na transformação martensítica em um quadrado de arestas unitárias.

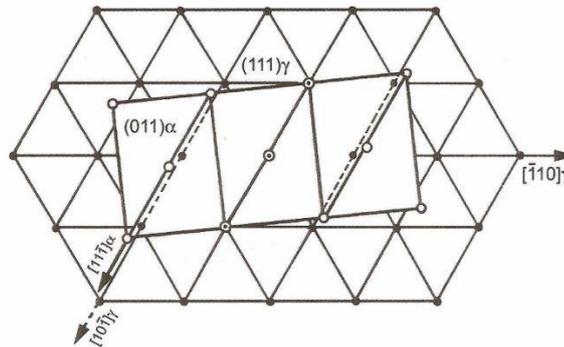


FONTE: (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017)

A magnitude do cisalhamento relacionado à transformação martensítica implica em um elevado tensionamento no reticulado cristalino (como comparação, um aço doce com módulo de elasticidade na faixa de 200 GPa tem uma deformação relativa na ordem de 0,0002 no início do escoamento) que deve ser acomodado plasticamente pela austenita na vizinhança. A impossibilidade de difusão exige que a variação no empacotamento ocorra por movimentações menores que o raio atômico no reticulado. Portanto, a interface entre as fases mãe e produto deve possuir uma coerência entre as ligações atômicas, além de permitir o avanço de uma

interface sem difusão. Porém, não é possível haver correspondência atômica totalmente coerente entre estruturas CCC e CFC, o que implica que a interface resultante será no máximo semi-coerente, havendo presença de falhas e discordâncias. A Figura 18 ilustra as duas estruturas de empacotamento sobrepostas.

Figura 18 – Correspondência atômica das células unitárias CFC e CCC sobrepostas.



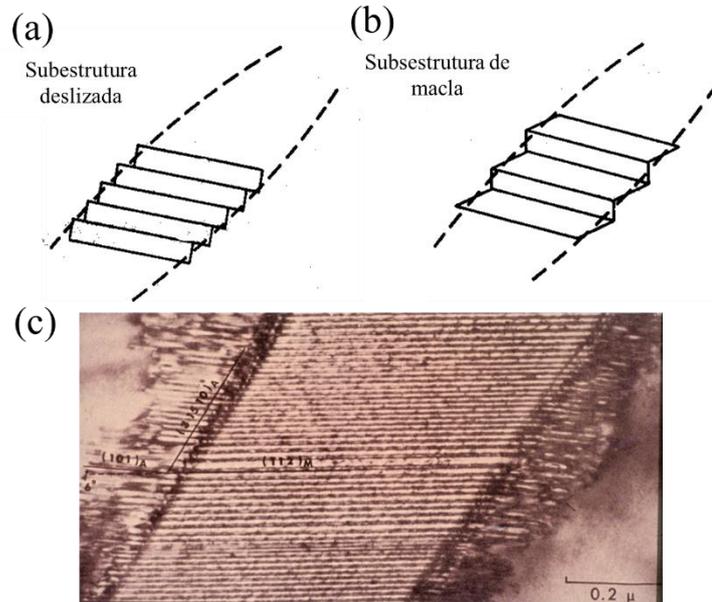
FONTE: (RIOS; PADILHA, 2007).

Com base nesses princípios, o mecanismo de crescimento martensítico em um material ferroso deve então:

- Gerar uma nova estrutura por uma deformação severa de cisalhamento uniforme, que deve ser acomodada pela microestrutura da vizinhança;
- Resultar em uma interface com correspondência atômica;
- Introduzir defeitos devido ao *mismatch* atômico entre empacotamentos CCC e CFC;

Com base nos princípios fenomenológicos e, posteriormente, a utilização do advento da microscopia de transmissão, foi confirmado que os mecanismos de deslizamento e maclação (*twinning*) cumprem os requisitos cristalográficos do crescimento martensítico. O mecanismo atuante (ora maclação ora deslizamento) depende principalmente da composição química e do grau de superresfriamento do tratamento térmico, em conexão, a morfologia macroscópica da martensita depende do tipo de subestrutura formada. As morfologias resultantes dos mecanismos de crescimento são mostradas na Figura 19 junto com uma imagem de microscopia por MET.

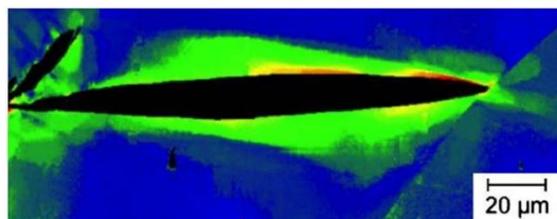
Figura 19 – Mecanismos de (a) deslizamento e (b) maclação do crescimento martensítico. (c) Imagem de MET de uma subestrutura de macla.



FONTE: (BHADESHIA, 2015), adaptado.

MIYAMOTO et al., (2009) mediram precisamente o efeito do crescimento displacivo nos arredores de uma placa martensítica por EBSD, denotando a região que acomodou plasticamente a transformação, mostrado na Figura 20.

Figura 20 – Mapa de desorientação por EBSD indicando a região que acomodou plasticamente a transformação de uma placa martensítica.

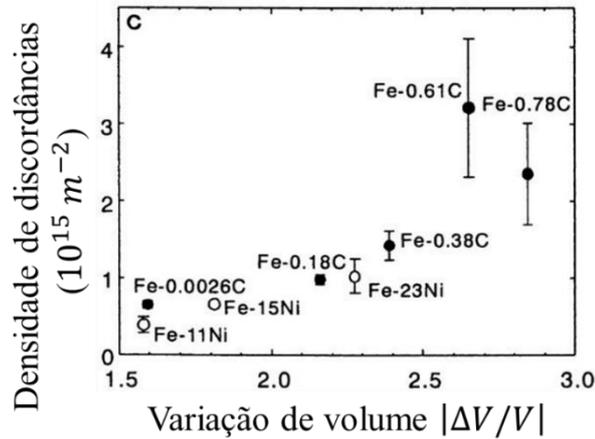


FONTE: (MIYAMOTO et al., 2009)

Não somente como consequência do *mismatch* existente entre uma transição de CFC para CCC por uma transformação displaciva, mas também pelo elevado tensionamento exercido pela transformação displaciva, são introduzidos conjuntos de discordâncias tanto na estrutura martensítica quanto na austenita na vizinhança. A densidade de discordâncias depende do conteúdo de carbono e da subestrutura interna da martensita, dentre outras características, sendo que a subestrutura de maclas introduz menor densidade de discordâncias. Morito et al.,

(2003), compararam diversas densidades de discordâncias para aços com martensita em ripas por TEM e raios-X, concluindo que o fator dominante que afeta a quantidade de discordâncias é decorrente da variação de volume de transformação da austenita para martensita, os resultados são mostrados na Figura 21.

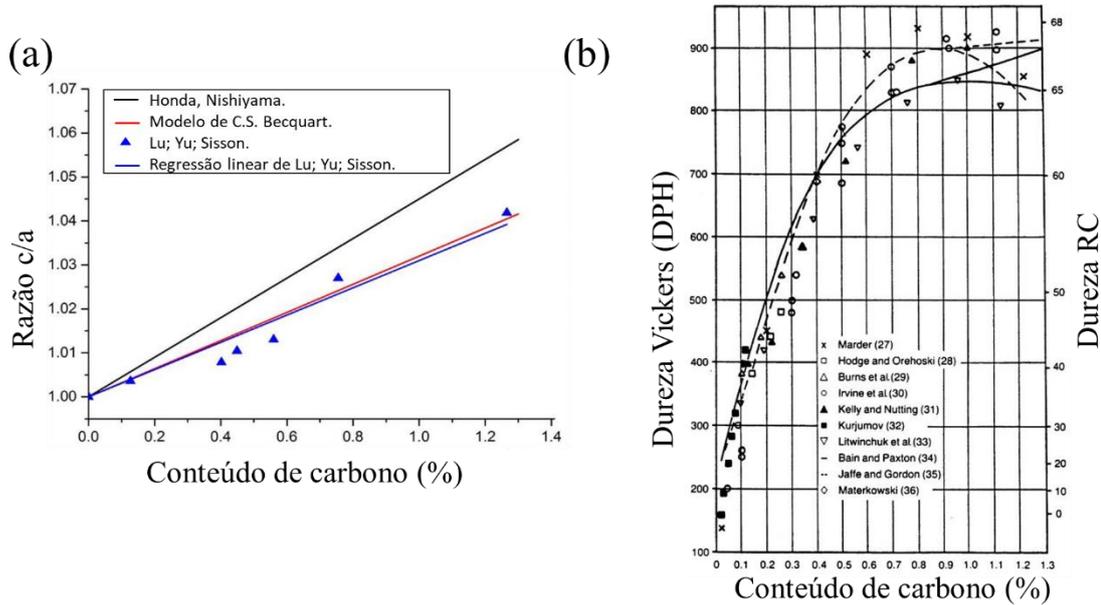
Figura 21 – Densidade de discordâncias mensurada por raios-X para martensita em ripas para diversas composições químicas.



FONTE: (MORITO et al., 2003), adaptado.

Outro fator governante da transformação martensítica é o conteúdo de carbono presente na fase mãe, de maneira que a presença dos intersticiais nos sítios octaédricos impede a transição do empacotamento CFC para CCC, resultando num empacotamento com estrutura tetragonal, chamado tetragonal de corpo centrado (TCC). O conteúdo de carbono afeta o grau de tetragonalidade do empacotamento e o grau de tensionamento do reticulado, justificando as propriedades mecânicas dos aços martensíticos não temperados. A influência do conteúdo de carbono na tetragonalidade (proporção c/a) e na dureza de diversas ligas de aço é mostrada Figura 22.

Figura 22 – (a) Efeito do conteúdo de carbono na razão c/a da célula unitária TCC segundo diversos modelos. (b) Efeito do conteúdo de carbono na dureza Vickers e Rockwell C de aços.



FONTE: (LU; YU; SISSON, 2017) e (KRAUSS, 1999), adaptado.

Como a transformação martensítica ocorre sem variação da composição química, a martensita é uma fase em não equilíbrio. O tratamento térmico de revenimento dá mobilidade para que os átomos de carbono migrem dos interstícios da estrutura TCC, ocasionando no relaxamento do reticulado e na precipitação de carbonetos, o que aproxima a fase do equilíbrio.

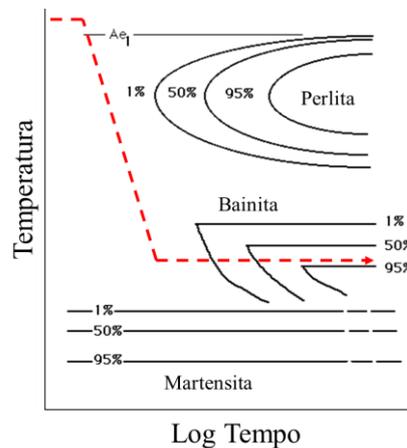
Os aços martensíticos compõe a classe de aços com mais altas resistências de escoamento e ruptura, além de exibir ótimas propriedades de desgaste e certa ductilidade após o tratamento de revenimento. Porém, separar e quantificar cada um dos fatores influentes nas propriedades mecânicas é uma tarefa árdua, visto que diversos fenômenos dinâmicos, como particionamento de carbono e precipitação de carbono ocorrem heterogeneamente para diversas composições e tratamentos termomecânicos diferentes (KRAUSS, 1999). Recentemente, Galindo-Nava; Rivera-Díaz-Del-Castillo, (2015) elaboraram um modelo para previsão das tensão de escoamento de aços martensíticos baseadas nos seguintes mecanismos de endurecimento: (i) solução sólida, (ii) hall-petch (tamanho de grão efetivo) (iii) acúmulo de discordâncias e (iv) precipitação de carbonetos. O modelo atingiu boa concordância para aços com diversos conteúdos de carbono e em diversas temperaturas de trabalho. Foi concluído que, para um aço com 0,56 C (%-peso) e 2100 MPa de tensão de escoamento em temperatura ambiente, os efeitos de acúmulo de discordâncias e tamanho de grão efetivo representariam

1500 MPa, enquanto que os efeitos de solução sólida 190 MPa e endurecimento por precipitação 450 MPa.

2.5.3 Bainita

A bainita é um dos produtos resultantes da transformação austenítica. Em vista de um diagrama TTT, a bainita é um produto que se forma na região intermediária entre a ferrita poligonal e a martensita. Um exemplo de uma rota térmica para formação de bainita é ilustrado na Figura 23. Esse tipo de ToTo emprega uma isoterma na região bainítica, e é chamado classicamente de austêmpera, que foi o método empregado por Bain em Davenport na década de 30 para obter os primeiros aços com bainita reportados na literatura.

Figura 23 – Exemplo de austêmpera sobreposto em uma curva TTT padrão.



FONTE: (BHADESHIA, 2015), adaptado.

Devida à região em que a bainita se forma, entre as regiões limiaries da transformação reconstrutiva e displaciva, o mecanismo de crescimento da bainita apresenta características destes dois grupos, e, portanto, tornou-se um dos temas mais controversos na metalurgia dos materiais ferrosos até a atualidade, gerando uma base teórica que fomenta os dois mecanismos de crescimento. Porém, publicações recentes (REMENTERIA et al., 2017), apontam fortemente para um crescimento displacivo, que é o embasamento teórico utilizado no presente trabalho.

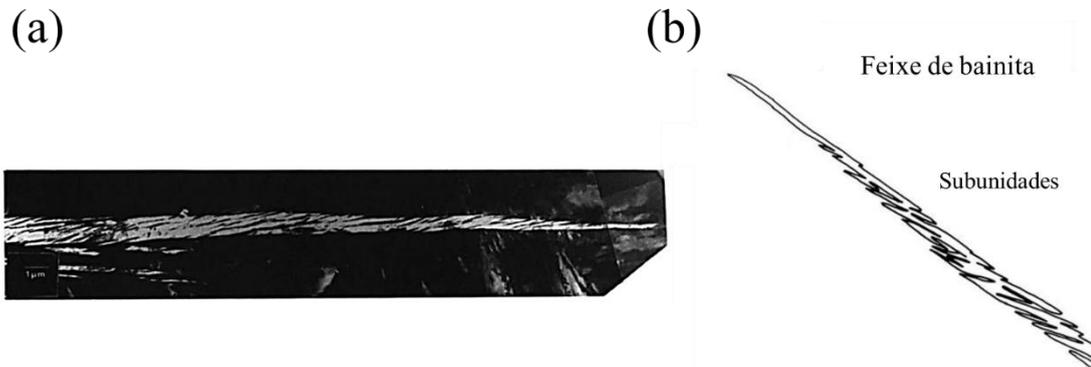
2.5.4 Nucleação e Crescimento

Bhadeshia (2015) acredita que o evento de nucleação das ripas bainíticas ocorra semelhantemente a martensita, por meio do mecanismo de dissociação de discordâncias

proposto por Olson; Cohen, (1976). Porém, trabalhos mais recentes já apontam para o mecanismo de nucleação da martensita em efeitos pré-existentes na austenita, como no trabalho de Karewar; Sietsma; Santofimia, (2018). O sítio preferencial para a formação de um núcleo para a bainita é o contorno de grão, o que é observado empiricamente e corrobora com a teoria clássica de nucleação heterogênea. Caso o aço apresente elevado número de inclusões não metálicas, pode ocorrer uma mudança do sítio preferencial, de maneira que os núcleos se formem na superfície das inclusões. Neste caso, a bainita passa a ser chamada de ferrita acicular (FAc), que é uma microestrutura comum em juntas soldadas (BABU; BHADSHIA, 1991).

O aspecto microscópico dos feixes de bainita denotam que o crescimento da bainita é semelhante ao das placas de martensita, gerando uma microestrutura uniforme e homogênea. Porém, a microestrutura bainítica é composta de subunidades cujas dimensões se limitam à escala micrométrica ($\approx 0,2 \mu\text{m}$ de espessura) e, portanto, é uma estrutura de difícil resolução via microscopia óptica. Estas subunidades são aparentemente separadas por filmes de austenita ou cementita, porém, as subunidades se conectam tridimensionalmente. O conjunto das subunidades é chamado de feixe, que é a morfologia visível por microscopia óptica. A subunidade é então, na verdade, uma estrutura ferrítica que cresceu displacivamente. O conjunto sucessivo de subunidades é então a parcela microestrutural denominada bainita-ferrítica, enquanto que o conjunto da bainita ferrítica com a microestrutura secundária remanescente (cementita ou austenita) é denominada bainita. A Figura 24 (a) mostra um feixe de bainita e suas subunidades visualizados por TEM, enquanto a Figura 24 (b) mostra uma ilustração do arranjo de subunidades, compondo o feixe bainítico.

Figura 24 – (a) Feixe de bainita por TEM. (b) Ilustração de um feixe de bainita composto por subunidades.



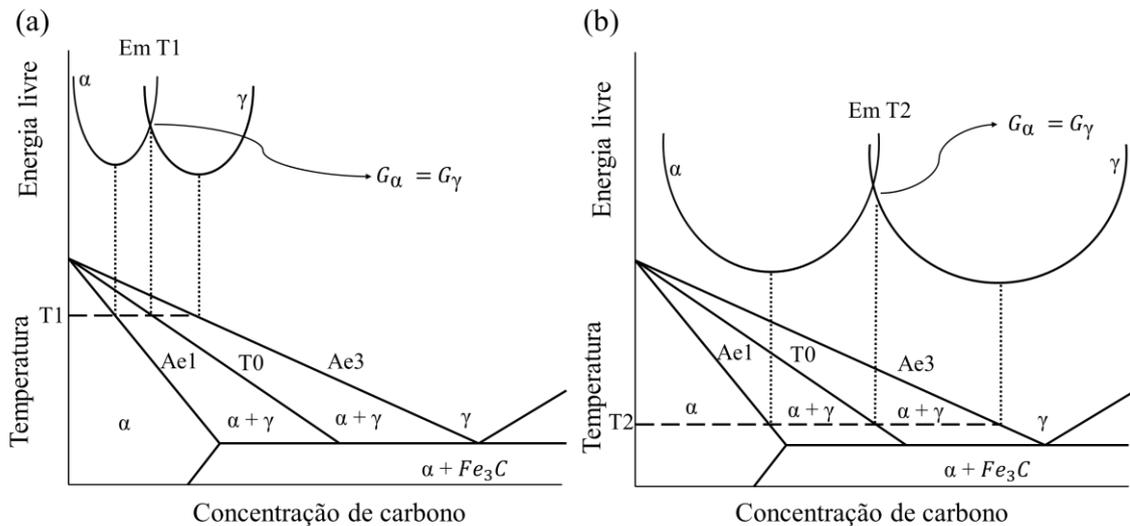
FONTE: (a) (OLSON; BHADESHIA; COHEN, 1989), (b) (BHADESHIA, 2015), adaptado.

Após a nucleação no contorno de grão, o primeiro núcleo de bainita ferrítica se desenvolve por meio da deformação no reticulado austenítico. A deformação da transformação é acomodada plasticamente pela fase mãe, consequentemente introduzindo conjuntos de discordâncias na interface entre a ferrita e a austenita. O acúmulo intrínseco de discordâncias gerado pelo próprio crescimento da subunidade atua como obstáculo para o seu desenvolvimento, reduzindo a força motriz disponível para a transformação. Desta maneira, o crescimento da subunidade cessa no momento em que o acúmulo de discordâncias seja expressivo o suficiente para impedir a manutenção da transformação. As dimensões finais da subunidade são então dependentes das propriedades da austenita na qual ela se desenvolve, sendo altamente reguladas pela temperatura de transformação ou condição de encruamento antes da transformação, por exemplo. Caso a transformação ocorra em temperaturas mais baixas, nas quais a austenita possui uma resistência maior, a moção da interface será dificultada, resultando em espessuras menores. Ao final do crescimento da primeira subunidade, uma nova subunidade nuclear-se-á na ponta da subunidade antiga e, devido ao campo de deformação remanescente da transformação displaciva, a nova subunidade exibirá a mesma relação de orientação da subunidade original.

Em vista da diferença de solubilidade de carbono nos arranjos CCC e CFC, a formação de uma estrutura ferrítica é acompanhada pelo particionamento de carbono para a austenita, gerando um enriquecimento de carbono na região da vizinhança dos feixes de bainita. Como o carbono é um estabilizador da austenita, este particionamento estabiliza as regiões austeníticas

afetadas, diminuindo a energia motriz para transformação com o progresso do particionamento. No momento em que a ferrita e a austenita possuem a mesma energia livre, há o cessamento da transformação bainítica e o arranjo microestrutural terá sido determinado. Como a transformação termina antes de alcançar o equilíbrio, está é chamada classicamente de fenômeno da reação incompleta (do inglês *incomplete reaction phenomenon*). A visualização deste fenômeno se dá plotando o lugar geométrico de todos os pontos em que a ferrita e a austenita possuem a mesma energia livre nos diagramas de energia de Gibbs. A curva resultante, chamada de T0, ilustra o limite da região em que é possível ocorrer a transformação bainítica. A Figura 25 mostra a correspondência entre a curva T0 e o diagrama de Gibbs para duas temperaturas plotadas no diagrama de equilíbrio ferro-Fe₃C, denotando o modo de construção da curva.

Figura 25 – Ilustração da curva T0 plotada na região intercrítica no diagrama de equilíbrio. Correspondência do diagrama de energia livre de Gibbs e a curva T0 em (a) temperatura T1 e (b) temperatura T2.



FONTE: Autor.

É evidente que a morfologia da austenita remanescente seja consideravelmente afetada pela transformação bainítica, já que esta promove não somente uma variação no estado mecânico da austenita, mas também químico. A formação de blocos contendo feixes paralelos de bainita ferrítica resulta numa austenita retida com morfologia de filmes esbeltos entre os feixes de bainita. Porém, quando há possibilidade da formação de blocos contendo várias variantes dentro de um só grão, é possível que, no encontro de feixes com direções de

crescimento diferentes, a austenita seja retida em formas de blocos. A seção 2.6.10 discute em maior detalhe a morfologia da austenita retida.

Resumindo, a nucleação sequencial e coordenada de subunidades gera o feixe de bainita, enquanto a subunidade tem crescimento controlado pela deformação local gerada pelo crescimento displacivo. O crescimento do feixe é regulado pelo particionamento de carbono para austenita e a consequente redução da força motriz que o particionamento causa. A morfologia final da austenita retida é afetada diretamente pelo mecanismo de crescimento da bainita ferrítica.

2.5.5 Morfologia e classificação

Em oposição às fases produto ferrita e martensita, a bainita não é uma fase, porém um constituinte (ou agregado de fases), semelhantemente à perlita. A perlita é um constituinte composto de lamelas intercaladas de cementita e ferrita, enquanto a bainita é um constituinte de placas de ferrita bainítica e uma gama de microestruturas secundárias, que dependem da composição química e do histórico de processamento do material. A Tabela 2 mostra, de maneira geral, os possíveis constituintes secundários da bainita dependendo da composição química e do processamento.

Tabela 2 – Possíveis constituintes secundários da bainita de acordo com a composição química e processamento do aço (A quantidade mínima de silício e alumínio depende da quantidade de carbono).

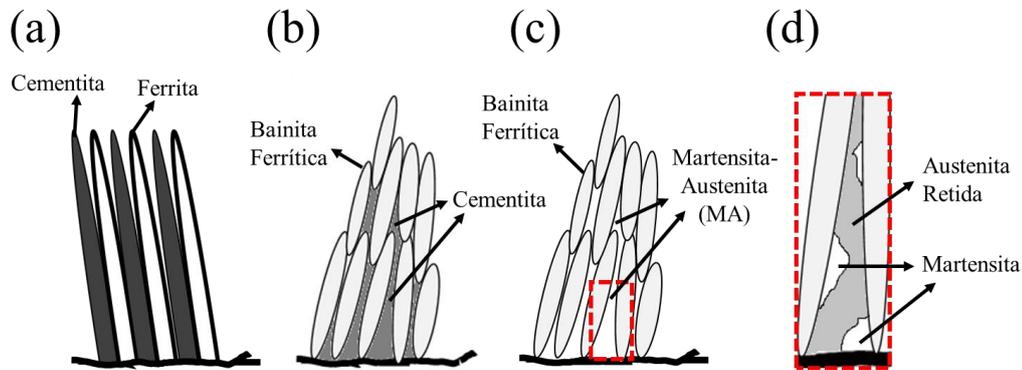
Constituinte Secundário	Composição química	Processamento
Cementita	Aços sem Si ou Al	Austêmpera, Resfriamento contínuo
Austenita Retida	Aços ao Si ou Al	Austêmpera
Martensita–Austenita (MA)	Aços ao Si ou Al	Resfriamento contínuo

FONTE: Autor.

A adição de silício na composição química de aços bainíticos, devida a baixa solubilidade do silício na cementita (CABALLERO, 2012; LONG et al., 2014), impede a

precipitação de carbonetos a partir da austenita retida, permitindo que a microestrutura atinja as configurações mostradas na Tabela 2. A supressão da formação de cementita, permite então que filmes e blocos de austenita retida sejam enriquecidos pelo fluxo de carbono causado pela formação de bainita, fenômeno que é denominado como particionamento. O particionamento é uma das ferramentas mais importantes no controle de propriedades mecânicas de aços modernos e será abordado em maior detalhe novamente na seção 2.5.5.2, que compreende os aços bainíticos livres de carbonetos. A Figura 26 ilustra os arranjos microestruturais da perlita e da bainita, dependendo da composição química.

Figura 26 – Ilustração do arranjo microestrutural: (a) perlita, (b) bainita envolta por cementita, (c) bainita envolta por martensita-austenita e (d) ampliação da área destacada em (c).



FONTE: Autor.

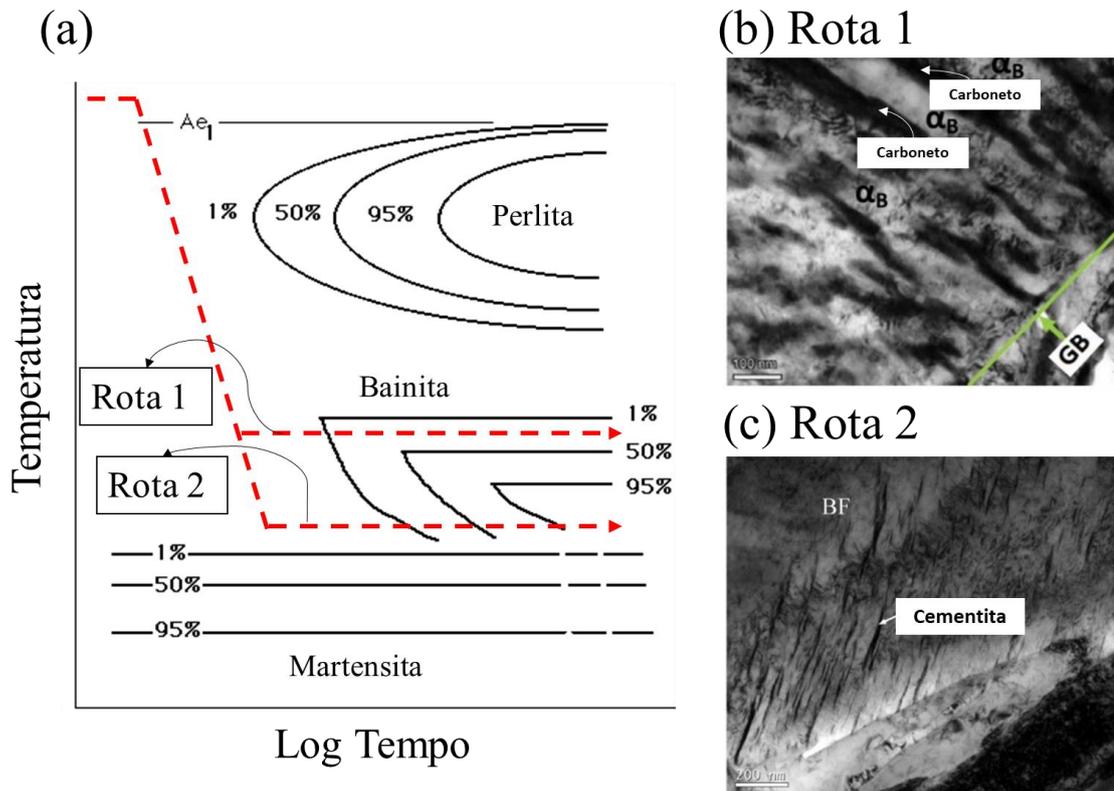
Este capítulo abordará brevemente algumas classificações da bainita, visando explicar a morfologia resultante de acordo com a rota de tratamento térmico empregada.

2.5.5.1 Bainita superior e inferior

A terminologia clássica para nomenclatura da bainita se refere ao modo de precipitação da cementita. Caso a precipitação ocorra externamente a placa de bainita (*interlath*), entre as placas de bainita ferrítica, a microestrutura é chamada de bainita superior. Se a precipitação ocorrer no interior das placas (*inlath*), a microestrutura é chamada de bainita inferior. A região da precipitação depende da mobilidade do carbono durante o tratamento térmico, de maneira que temperaturas suficientemente baixas impedem que o carbono escape das placas ferríticas. O termo superior e inferior são derivados da região onde a austêmpera é realizada na curva TTT, em referência ao campo da transformação bainítica. A Figura 27 (a) mostra duas

possíveis rotas para obtenção da bainita superior enquanto as Figura 27 (b) e (c) ilustram exemplos da microestrutura da bainita superior e inferior por MET para as rotas exibidas.

Figura 27 – (a) Exemplos de rotas térmicas para obtenção de: (b) Bainita superior e (c) Bainita inferior. (b) e (c) são imagens obtidas por microscopia de transmissão.



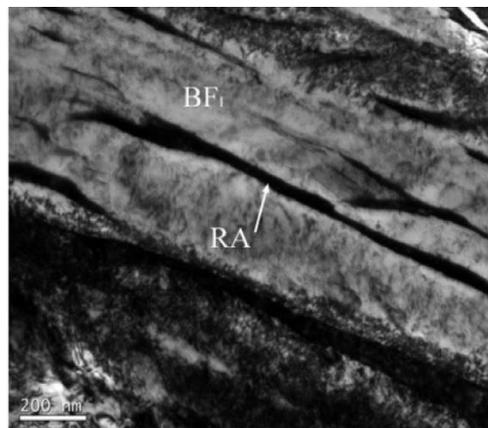
FONTE: (a) (BHADESHIA, 2015) (b) (SONG et al., 2013) (c) (GAO et al., 2018), adaptado.

Apesar da classificação da bainita superior e inferior informar a morfologia bainítica em função do local de precipitação da cementita, esta classificação é insuficiente para denominar precisamente as microestruturas modernas. Atualmente, com a utilização de silício e alumínio para evitar a precipitação de carbonetos, bem como utilização de rotas termomecânicas avançadas, há formação de microestruturas bainíticas complexas que fogem ao escopo da classificação clássica. Para tanto, diversas classificações foram criadas ao longo do tempo, visando abranger todas as características que essas novas microestruturas dispõem. Este trabalho envolve principalmente as microestruturas bainíticas livre de carbonetos, chamadas de bainita superior livre de carbonetos (ou bainita superior degenerada de acordo com Zajac; Schwinn; Tacke, (2005)), e a bainita granular (BG). Estas serão abordadas nas próximas seções.

2.5.5.2 Bainita superior livre de carbonetos

O emprego criterioso do silício e do alumínio nas microestruturas bainíticas modernas inovou as propriedades mecânicas dos aços bainíticos. Devido a supressão da precipitação de carbonetos frágeis, dando lugar a uma austenita estável que é enriquecida pelo particionamento de carbono, houve a introdução do efeito TRIP (Transformação Induzida por Plasticidade) nos novos aços ao silício, o que possibilitou o alcance de patamares superiores de tenacidade e ductilidade (SAKUMA; MATSUMURA; TAKECHI, 1991). Devido ao efeito de supressão da formação de cementita, a austenita retida resultante da transformação bainítica é continuamente enriquecida pelo carbono particionado das placas bainíticas, resultando numa microestrutura composta por ripas de bainita ferrítica e blocos ou filmes de austenita retida. O enriquecimento de carbono afeta a estabilidade da austenita consideravelmente o que, por sua vez, controla a intensidade do efeito TRIP. A Figura 28 mostra uma microestrutura típica da bainita superior livre de carbonetos, analisada por MET, sendo possível visualizar a austenita retida em forma de filmes.

Figura 28 – MET de uma microestrutura de Bainita Superior livre de carbonetos (BF – bainita ferrítica e RA – Austenita Retida).



FONTE: (GAO et al., 2018)

LI et al., (2020) utilizaram um tratamento térmico avançado de dois patamares para obter maiores frações de austenita retida no aço Fe-0.24C-1.9Mn-1.3Si-0.05Al, visando comparar a eficiência resultante do efeito TRIP de uma rota convencional de um patamar e a rota avançada. O tratamento térmico de dois patamares utilizado por Li et al, utilizaram de duas isotermas: uma isoterma em alta temperatura por 20 segundos seguida de uma isoterma em menor temperatura por 220 segundos. A temperatura mais alta do primeiro patamar configurou

um contexto de menor força motriz para transformação, além de reduzir os sítios de nucleação da bainita, o que resultou em uma maior fração de AR e menor de bainita. A Tabela 3 mostra o volume de AR antes e depois do ensaio de tração, a taxa de transformação de austenita retida (razão entre a parcela transformada e o volume inicial de AR), a tensão de ruptura e alongamento das rotas térmicas investigadas. Comparando-se a taxa de transformação entre os ToTos utilizados, nota-se uma maior taxa para os tratamentos térmicos convencionais, embora as frações totais de austenita transformadas foram maiores para os ensaios de dois patamares. Esses resultados indicam que o resultado do ToTo avançado gerou um efeito TRIP mais pronunciado junto de uma austenita mais estável, em vista das maiores frações de AR transformada e menores taxas de transformação.

Tabela 3 – Comparação entre as propriedades do aço Fe–0.24C–1.9Mn–1.3Si–0.05Al tratado por uma rota térmica convencional e um tratamento térmico de dois patamares.

Tratamento Térmico	Volume de austenita retida (%) antes e depois do ensaio de tração		Taxa de transformação da austenita retida (%)	Tensão de Ruptura (MPa)	Alongamento (%)
380 °C x 240 s	11,3	3,2	71,7	914	21,4
460 °C x 20s + 380 °C x 220s	15,6	6,6	57,7	853	28,5
400 °C x 240s	14,7	4,3	70,7	898	23,2
480 °C x 20s + 400 °C x 220s	18,8	7,3	61,2	869	30,8
420 °C x 240s	17,3	5,1	76,6	845	28,0
500 °C x 20s + 420 °C x 220s	22,4	8,7	65,1	885	32,2
440 °C x 240s	15,8	3,7	76,6	842	26,6
520 °C x 20s + 440 °C x 220s	19,5	6,8	65,1	908	29,6

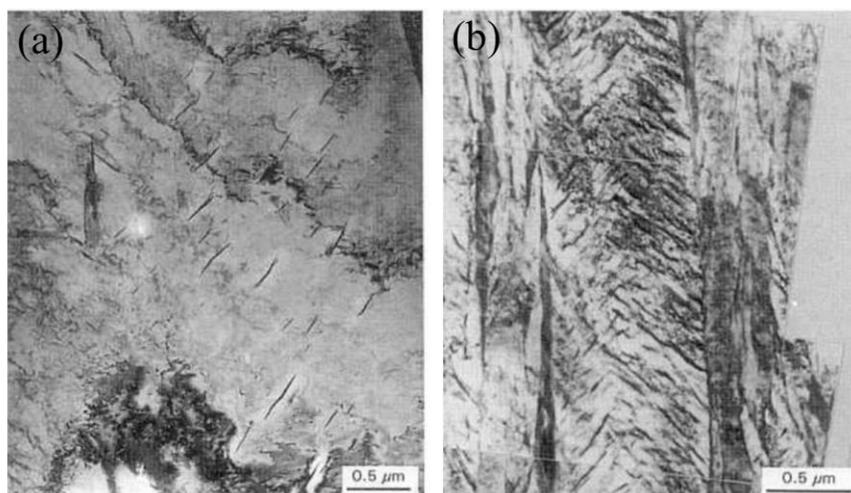
Autor: (LI et al., 2020).

Os resultados de LI et al., (2020), denotam que, além do efeito TRIP exigir uma certa complexidade dos parâmetros dos ToTo para alcançar uma otimização, os aços bainíticos livres de carboneto apresentam propriedades altamente flexíveis para uma mesma composição química, permitindo um ajuste abrangente das propriedades finais de acordo com as rotas térmicas empregadas. Em vista dessa flexibilidade disposta por esta classe de materiais, há atualmente uma gama de rotas termomecânicas sendo desenvolvidas pela academia. Uma das derivações mais importantes foi o desenvolvimento dos aços bainíticos nanoestruturados, que será abordado na seção 2.5.5.3.

2.5.5.3 Bainita Inferior e bainita Nanoestruturada livres de carbonetos

Abaixando-se a temperatura da isoterma, ocorre a transição para bainita inferior, como explicado na seção 2.5.5.1. A diferença é que a atuação dos ligantes supressores da precipitação de carboneto não são suficientemente eficientes para evitar a precipitação na ferrita altamente saturada, resultando na formação de uma microestrutura bainítica com AR e placas de bainita com cementita *intralath* (CHANG; BHADSHIA, 1996). A Figura 29 mostra uma microestrutura típica para a bainita inferior livre de carbonetos com duas temperaturas de austêmpera analisada por MET. Desta figura, podemos notar o efeito do abaixamento na temperatura na morfologia da cementita precipitada de maneira que temperaturas menores favorecem a ocorrência de mais variantes. O mesmo efeito do surgimento de mais de uma variante pode ser visto em aços com maior conteúdo de carbono.

Figura 29 – Bainita inferior produzida do aço Fe-0.46C-2.10Si-2.15Mn realizada em uma austêmpera em (a) 295 °C por 2500s (b) e 270 °C por 2500s.



FONTE: (CHANG; BHADSHIA, 1996)

Além do efeito da precipitação interna da cementita, as propriedades morfológicas da bainita são altamente influenciadas pelo abaixamento da temperatura de transformação. As consequências de uma temperatura de transformação baixa são as seguintes:

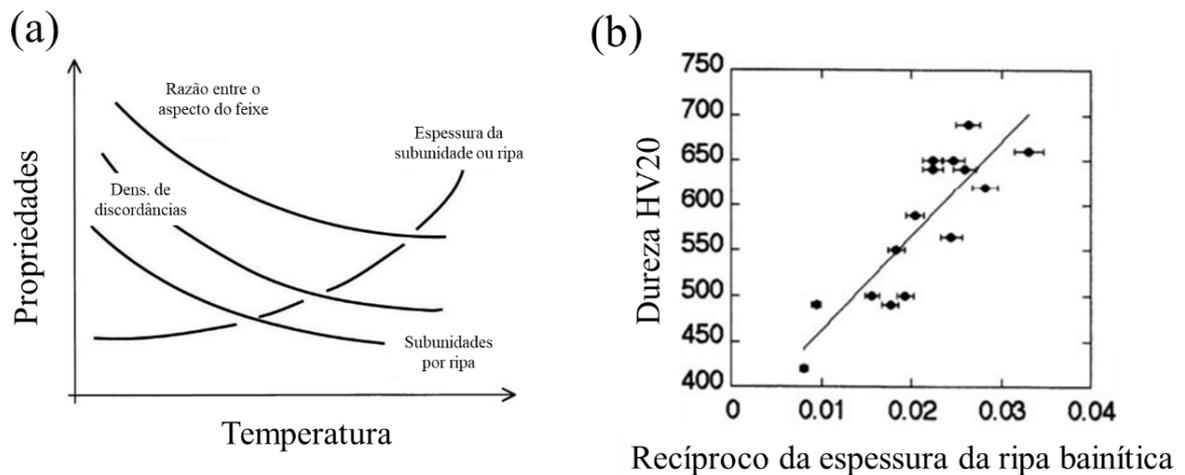
- Superresfriamento: o alto superresfriamento resultante de tratamentos de austêmpera em baixas temperaturas dispõe de uma maior energia motriz disponível para transformação bainítica. Isso resulta diretamente em maiores sítios para nucleação da bainita e, naturalmente, em volumes maiores de bainita final na microestrutura, o que é previsto pela curva T0 (ver Figura 25);
- Maior resistência mecânica da austenita em baixas temperaturas: a resistência da austenita aumenta em temperaturas menores. Em consequência, há uma maior resistência ao movimento da interface bainítica, o que resulta em espessuras menores tanto para as subunidades como para os feixes;
- Variação na densidade de discordâncias: o crescimento displacivo envolve uma pequena parcela de variação de volume junto de uma grande parcela de tensão de cisalhamento. Esses efeitos são acomodados plasticamente pela austenita que envolve a bainita. Além dos mecanismos de recuperação não atuarem em baixas temperaturas, há uma maior força motriz para transformação, o que exige uma acomodação mais intensa da austenita, resultando em maiores densidades de discordância na interface bainita/austenita.

As propriedades listadas acima são intrinsicamente conectadas e afetam consideravelmente as propriedades mecânicas de aços bainíticos, principalmente em decorrência da redução da espessura das ripas bainíticas, que é o principal parâmetro responsável pela melhoria das propriedades mecânicas dos aços com bainita inferior em relação aos aços com bainita superior (GARCIA–MATEO et al., 2017). Similarmente como no efeito de endurecimento por redução do tamanho de grão (efeito Hall-Petch), o refinamento das ripas bainíticas permite uma melhoria das tensões de escoamento/ruptura sem comprometer a ductilidade. Porém, Bhadeshia (2015) e Hattar (2011), argumentam que as dimensões típicas da microestrutura bainítica estão compreendidas numa escala que não permite o acúmulo de discordâncias (*pile-up*) como ocorre em aços com grãos austeníticos ou ferríticos, de maneira que o movimento de discordâncias é regulado pelo efeito Langford-Cohen (LANGFORD; COHEN, 1970). Neste caso, a movimentação de discordâncias é ativada pelo grau de tensionamento exercido, de maneira que, após atingir o nível de tensão necessária, ocorre a

mudança para um plano favorável de escorregamento, que permite ultrapassar a barreira física (neste caso um feixe de bainita ou martensita).

Recentemente, HE et al., (2017) investigaram a influência da densidade de discordâncias na morfologia final da ripa bainítica, gerando uma correlação entre a espessura e densidade de discordâncias. Neste mesmo trabalho, foram comparadas as contribuições dos efeitos de solução sólida, endurecimento pela redução do tamanho de grão e acúmulo de discordâncias na variação da tensão de escoamento e ruptura. Concluiu-se que o efeito do aumento de discordâncias seria o mais significativo nas propriedades mecânicas do aço. A Figura 30 (a) ilustra o efeito da temperatura de transformação em algumas propriedades físicas da bainita, enquanto a Figura 30 (b), a variação da dureza com o recíproco da espessura da ripa bainítica.

Figura 30 – (a) Efeito qualitativo da temperatura em algumas propriedades físicas da bainita.
(b) Dureza *versus* recíproco da espessura da ripa bainítica.

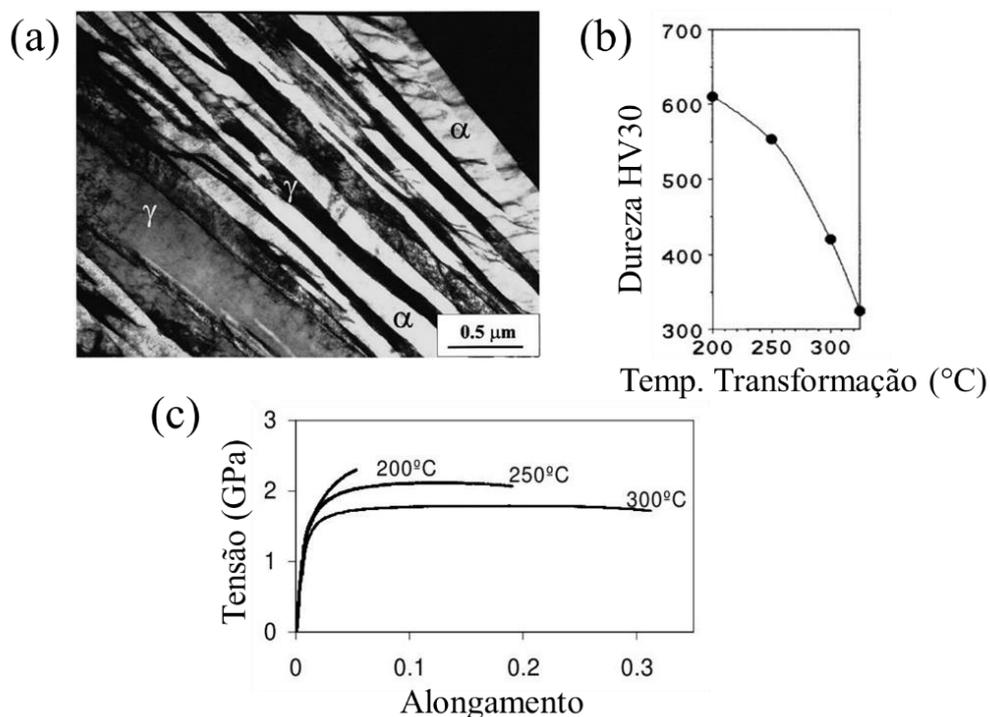


FONTE: (BHADESHIA, 2015); (GARCIA-MATEO; CABALLERO; BHADESHIA, 2003a), adaptado.

Em vista do alcance de propriedades mecânicas superiores com o refinamento da estrutura bainítica, foram desenvolvidos os aços bainíticos nanoestruturados ou aços bainíticos de baixa temperatura. Esta nova classe de materiais utilizou como premissa os conceitos da curva T0 para atingir o maior refinamento e volume final possíveis para a estrutura bainítica. Pela utilização de um aço com composição química adequada, é possível que a transformação bainítica ocorra em temperaturas de até 125 – 250 °C, sem que ocorra a transformação martensítica (GARCIA-MATEO; CABALLERO; BHADESHIA, 2003). A microestrutura

resultante de uma transformação nessas condições é composta por placas bainíticas com espessuras compreendidas na escala nanométrica, podendo chegar até 20 nm. Em consequência do expressivo refinamento concomitante com a alta fração de bainita, há uma preferência por austenita retida com morfologia de filmes nanométricos ricos em carbono. O intenso refinamento microestrutural possibilitado por essa classe de aços culminou nos aços bainíticos com as maiores resistências mecânicas registradas, com tensão de escoamento de 1960 MPa e ruptura de 2500 MPa e alongamento de 16% (CABALLERO et al., 2002). A Figura 31 (a) mostra a microestrutura de um aço bainítico nanoestruturado. A Figura 31 (b, c) a dureza e tensão de escoamento em função da temperatura da austêmpera, respectivamente.

Figura 31 – (a) Microestrutura um aço bainítico nanoestruturado com 0,98% C. Austêmpera de 5 dias em 200 °C. (b) Dureza *versus* temperatura de transformação. (c) Curva de engenharia tensão *versus* deformação para três temperaturas de transformação de um aço com 0,80% C.



FONTE: (a, b) (GARCIA-MATEO; CABALLERO; BHADSHIA, 2003), (c) (GARCIA-MATEO; CABALLERO; BHADSHIA, 2005), adaptado.

Além disso, a austêmpera permite que o tratamento térmico em baixa temperatura seja realizado em escala industrial, resultando numa microestrutura homogênea para barras com diversas bitolas ou também para produção de chapas bobinadas, como ilustrado na Figura 32.

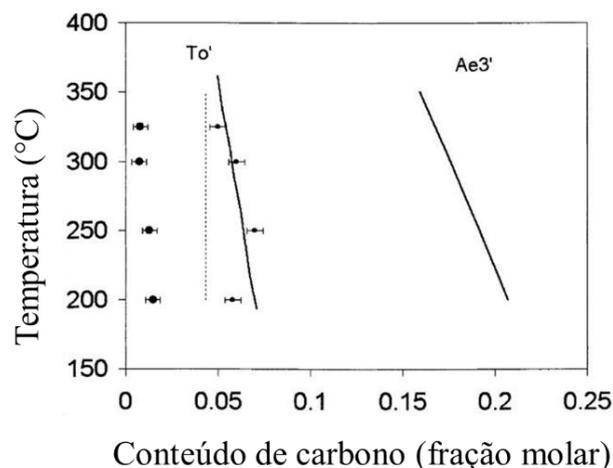
Figura 32 – Exemplo de manufatura em larga escala de um aço composto por bainita nanoestruturada: (a) barras cilíndricas e (b) chapa bobinada.



FONTE: (BHADESHIA, 2015)

Uma característica clara em se comparando as microestruturas da bainita inferior e a bainita nanoestruturada é a aparente ausência de cementita dentro dos feixes de bainita (ver Figura 29 e Figura 31). No trabalho de Garcia–Mateo; Caballero; Bhadeshia, (2003), inicial no desenvolvimento da bainita nanoestruturada, já se detectava um alto nível de solubilidade de carbono na bainita ferrítica porém, não foi observada a precipitação de carbonetos. Assumiu-se então que a alta densidade de discordâncias relacionada a transformação bainítica em baixas temperaturas, funcionasse como um escoadouro, retendo os átomos de carbono em atmosferas de Cottrell, o que evita sua precipitação (CABALLERO et al., 2007). A Figura 33 mostra a curva T_0 e de equilíbrio para o trabalho mencionado, exibindo tanto os conteúdos de carbono em solução na ferrita bainítica quanto na austenita para diversas temperaturas de transformação.

Figura 33 – Conteúdo de carbono em solução em ferrita (indicadores maiores) e austenita (indicadores menores).



FONTE: (GARCIA–MATEO; CABALLERO; BHADESHIA, 2003), adaptado.

Posteriormente, com o advento da Tomografia por sonda atômica (*Atom Probe Tomography – APT*), vários trabalhos puderam identificar o arranjo estrutural dos átomos de carbono após a transformação em baixas temperaturas, indicando o comportamento e mobilidade dos intersticiais. Caballero et al., (2007) utilizaram MET e APT para investigação do arranjo atômico do Carbono dentro da bainita ferrítica. Os autores conseguiram observar cementita na bainita ferrítica apenas com o advento do APT, não sendo possível a identificação via MET. Este trabalho também apontou para precipitação de carbonetos na vizinhança de discordâncias localizadas na interface da bainita ferrítica/austenita. Timokhina et al., (2011) realizaram a austêmpera em 350 °C e 200 °C para produção da bainita nanoestruturada. Neste trabalho foram reportadas ductilidades inferiores às esperadas para as duas temperaturas de transformação, apesar do alto refino das ripas bainíticas e filmes de austenita. Os autores, por meio do APT, investigaram o arranjo dos átomos de carbono, identificando precipitados com uma gama de composições químicas e um comportamento diferente para as duas temperaturas:

- Em 200°C houve a formação de aglomerados e precipitados finos de carbonetos que evitaram a descarburização da ferrita, resultando em uma austenita pobre em carbono e de baixa estabilidade. Entendeu-se que a precipitação ocorreu como mecanismo para reduzir a supersaturação de carbono na ferrita bainítica;
- Em 350 °C também houve a identificação de aglomerados e precipitados finos dentro da bainita ferrítica, porém, não ao ponto de impedir o enriquecimento da austenita na vizinhança. Isso resultou em uma austenita superestabilizada e uma performance inefetiva do efeito TRIP.

Recentemente, Rementeria et al., (2017) realizaram o balanço quantitativo de massa do carbono na bainita ferrítica e austenita para a bainita nanoestruturada. Foram identificadas todas as estruturas em que poderia ocorrer a precipitação/retenção dos átomos de carbono, permitindo chegar em um baixo valor de déficit da migração do carbono da ferrita bainítica para a austenita. A seguinte equação ilustra o balanço do trabalho de Rementeria et al:

$$C_{deficit}^{\gamma,\alpha'} = C_{liga} - C_{ss} - C_{defeitos} \quad (2)$$

Onde:

$$C_{ss} = C_{\alpha'}V_{\alpha'} + C_{\gamma}V_{\gamma} + C_{\theta}V_{\theta} + C_{\eta}V_{\eta} \quad (3)$$

A Tabela 4 indica os termos presentes nas equações 2 e 3.

Tabela 4 – Descrição dos termos presentes nas equações 2 e 3.

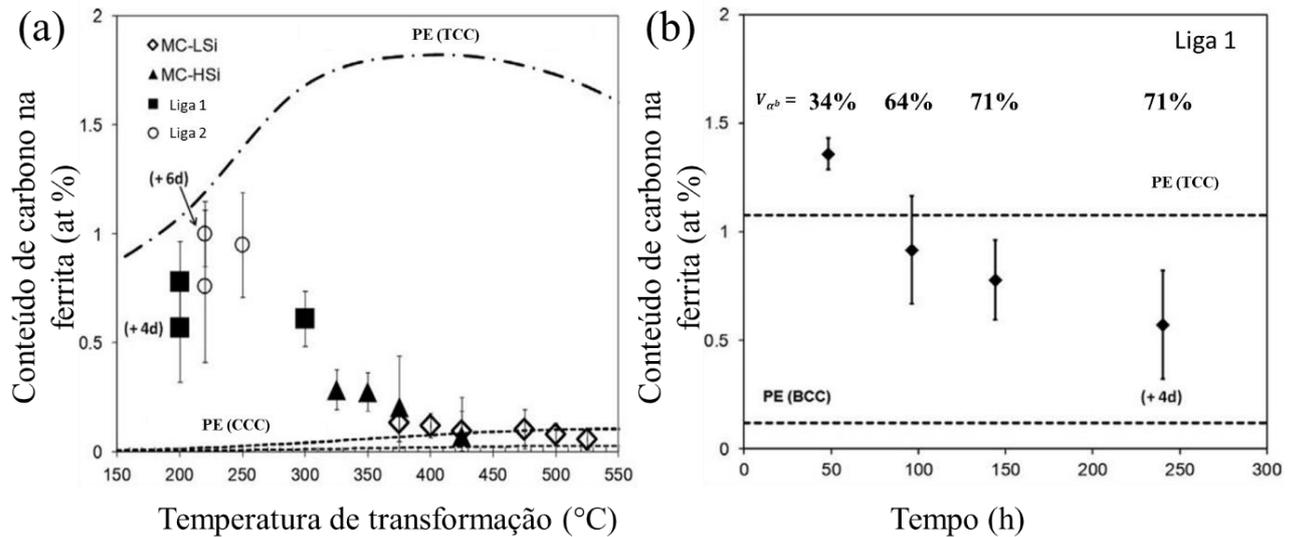
Termo ou subscrito	Definição
C	Conteúdo de carbono
V	Fração de volume
liga	Referente a composição nominal do aço
ss	Solução Sólida
defeitos	Referente aos átomos aprisionados em defeitos (vacâncias, discordâncias)
α'	Em solução sólida na ferrita tetragonal
γ	Em solução sólida na austenita
θ	Cementita
η	Carboneto Eta (Fe_2C)

FONTE: (REMENTERIA et al., 2017).

Os resultados apresentados por Garcia–Mateo; Caballero; Bhadeshia, (2003) já apresentavam indícios de uma alta concentração de carbono na bainita ferrítica, como exibido na Figura 33. Em conexão, Garcia–Mateo et al., (2015) apresentaram evidências de que esse excesso de carbono poderia também estar em solução sólida na bainita ferrítica, não somente aprisionados em atmosferas de defeitos ou em precipitados finos. A Figura 34 (a) mostra o conteúdo de carbono em solução na ferrita para diversas temperaturas e ligas de aço. A Figura 34 (b) o conteúdo de carbono em solução para uma mesma liga para diversos ensaios austêmpera interrompida, ilustrando o particionamento do carbono com o tempo.

Figura 34 – Carbono em solução na ferrita: (a) para várias ligas de aço tratadas por austêmpera em diferentes temperaturas (+6d e +4d indicam que esses tratamentos térmicos foram realizados por mais 6 ou 4 dias a mais do que o necessário para terminar a

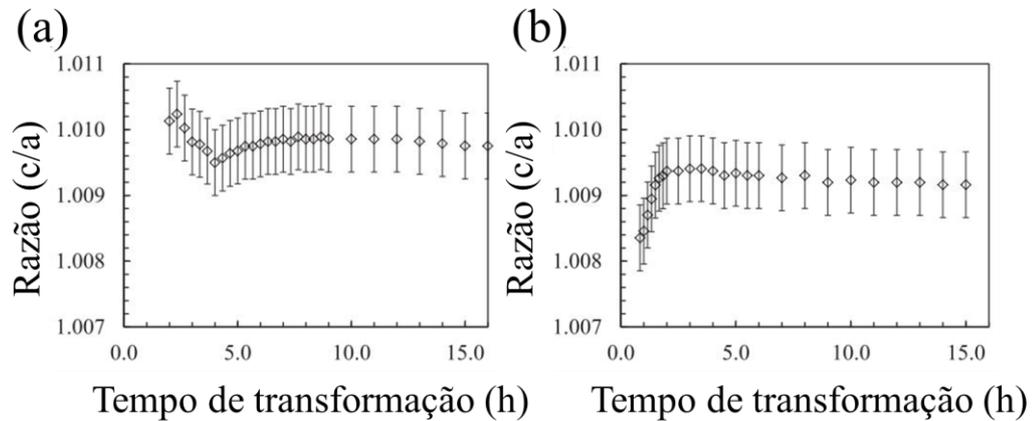
transformação bainítica), (b) ensaios de austêmpera interrompidos em diferentes volumes de bainita (indicados pelas porcentagens $V_{\alpha b}$ na parte superior).



FONTE: (GARCIA-MATEO et al., 2015), adaptado.

No mesmo trabalho, Garcia-Mateo e equipe afirmaram que, mesmo com tempo em excesso necessário para difusão de carbono (ver Figura 34 (a)), o particionamento de carbono foi irrisório. A partir disto, os autores afirmaram que o carbono estaria em equilíbrio numa célula tetragonal de corpo centrado (TCC), mesma estrutura de arranjo da martensita. Os ensaios interrompidos, mostrados na Figura 34 (b) apontaram para uma alta estabilidade de carbono na ferrita, muito acima do previsto para uma célula unitária CCC. Rementeria et al., (2017), utilizaram da morosa cinética de transformação da bainita nanoestruturada para investigar a mobilidade dos intersticiais bem como a tetragonalidade da estrutura bainítica *in-situ* por difração de alta energia, apontando também para uma alta estabilidade do carbono dentro da bainita ferrítica.

Figura 35 – Ensaio de difração mostrando o aspecto da célula unitária TCC variando com o tempo para duas temperaturas de austêmpera: (a) 220 °C (b) 250 °C.



FONTE: (REMENTERIA et al., 2017), adaptado.

Os resultados relativos à tetragonalidade e solução de carbono na bainita ferrítica são evidências fortes para um crescimento displacivo adifusional. Estes devem contribuir para o encerramento da discussão decenária do mecanismo de crescimento da bainita nos próximos anos.

Apesar dos aços nanoestruturados apresentarem propriedades mecânicas interessantes, a produção desta classe de materiais apresenta diversos desafios. O primeiro está relacionado aos tempos de austêmpera necessários. Com o aumento do conteúdo de carbono, há um incremento exponencial no tempo necessário de austêmpera, de maneira que os aços produzidos por “austêmpera simples” (sem a utilização de técnicas para estimulação cinética) necessitam de 2 a 60 dias para término da transformação. Outra desvantagem está ligada à necessidade de alto conteúdo de carbono como ligante. Isso é necessário para abaixar juntamente as temperaturas B_s e M_s , configurando uma alta força motriz para transformação, que dá a característica refinada desses materiais. Em aços de baixo carbono, a temperatura M_s é alta, o que impede que a transformação ocorra o refinamento das ripas bainíticas. Finalmente, o alto conteúdo de carbono dificulta a aplicação desses materiais em projetos que utilizam solda.

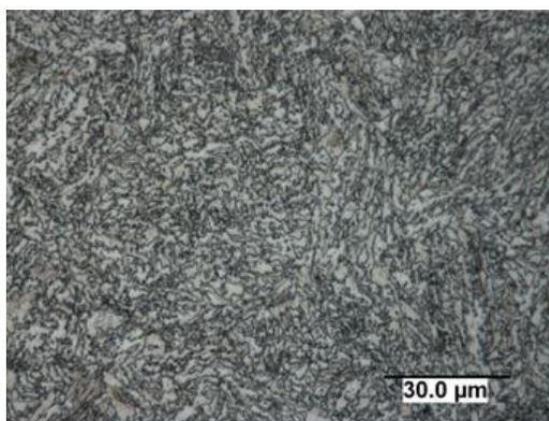
Esses desafios levaram a ramificação do estudo da bainita nanoestruturada em novas vertentes como as da aceleração da transformação por tratamentos termomecânicos, variação da composição química e extensão da microestrutura da nanobainita para aços de médio ou

baixo carbono. Garcia–Mateo et al., (2017) compilaram alguns métodos utilizados para estes fins. Alguns destes serão abordados na seção 2.6, com o foco na utilização do ausforming.

2.5.5.4 Bainita Granular

A bainita granular é o resultado da transformação da austenita para ferrita quando o resfriamento é contínuo, quando realizado em uma faixa de temperaturas e composições químicas adequadas. Desta maneira, a bainita granular ocorre frequentemente em processos industriais em que o resfriamento natural ao ar ocorre após o processamento, como em juntas soldadas ou materiais forjados. A visualização do resfriamento contínuo é feita por meio dos gráficos CCT, como explicado na seção 2.2. A Figura 36 ilustra uma microestrutura típica da bainita granular do aço Metasco® MC2 vista por MO.

Figura 36 – Microestrutura típica da bainita granular vista por MO. Aço Metasco® MC2.

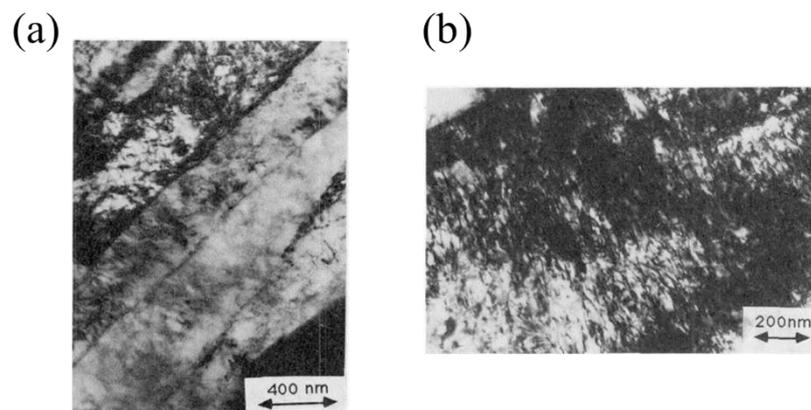


FONTE: (SOURMAIL, 2017)

À primeira vista, a microestrutura da bainita granular apresenta um aspecto caótico, sendo difícil identificar a morfologia da ferrita e da austenita, devido ao seu caráter altamente emaranhado e irregular. Diferentemente do aspecto lenticular, bem definido da microestrutura da bainita clássica, a bainita ferrítica na bainita granular é de difícil resolução, não sendo claro se a bainita ferrítica nesta microestrutura apresenta morfologia de placas contínuas. Além disso, como é visível na Figura 36, a identificação dos contornos prévios também é dificultada, o que aponta para um caráter difusional, de rearranjo dos contornos austeníticos possivelmente durante o resfriamento contínuo. A discussão sobre o modo de crescimento difusional ou adifusional ainda é um tópico não totalmente esclarecido, sendo que há resultados suportando as duas hipóteses na literatura.

Zajac; Schwinn; Tacke, (2005) pela utilização extensiva do MEV, apresentaram uma classificação compreensiva das microestruturas bainíticas modernas, sendo utilizada corriqueiramente para descrição da bainita granular. Neste trabalho, a bainita granular é apresentada como uma microestrutura difusional, desprovida de ripas, de maneira que os grãos ferríticos assumem uma morfologia equiaxial pelo mecanismo difusivo. A ferrita é descrita como irregular e envolta por uma microestrutura secundária que se beneficia do particionamento de carbono. Esta microestrutura secundária pode ser constituída de diferentes fases, como austenita retida, martensita ou uma mistura destas duas. No caso de uma microestrutura secundária mista, ela é chamada de constituinte MA, ou apenas MA, uma ilustração deste arranjo foi apresentada na Figura 26. A microestrutura secundária obtida depende da eficiência do particionamento de carbono da ferrita para austenita. Em oposição, Caballero et al., (2012), Caballero (2012) e Bhadeshia (2015), argumentam que a utilização da microscopia de varredura não é suficiente para caracterização da bainita granular e que, esta é, na verdade, também uma microestrutura composta de placas bainíticas resultantes de um crescimento puramente displacivo. Este ponto de vista é sustentado pelo trabalho clássico de Josefsson et al., (1988), que utilizou da MET para caracterizar a bainita granular resultante de um passe de solda. Josefsson, et al, relataram uma microestrutura displaciva, livre de carbonetos e com alta densidade de discordâncias, em conexão com o caráter do crescimento cisalhante. A Figura 37 exibe os resultados de MET obtidos por Josefsson e seu grupo.

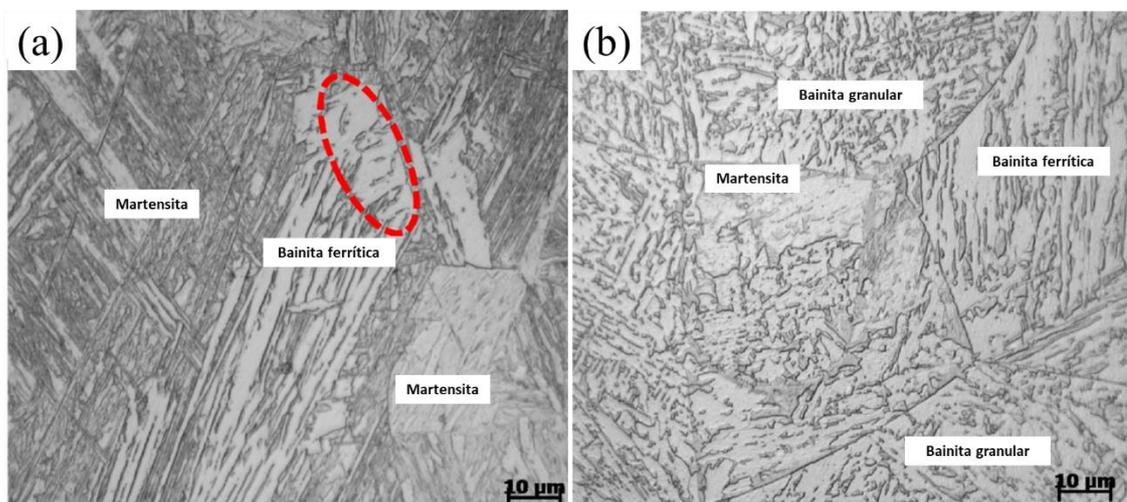
Figura 37 – Bainita granular investigada por MET. (a) Placas de bainita e (b) Aglomerados de discordâncias dentro da ferrita bainítica.



FONTE: (JOSEFSSON et al., 1988)

Kang; Seol; Park, (2013) utilizaram a técnica do EBSD-3D para investigação de microestruturas bainíticas geradas após resfriamento contínuo. Este trabalho visou a adequação dos termos utilizados corriqueiramente para classificação da bainita baseados em técnicas de 2 dimensões com as microestruturas obtidas pelo mapeamento de 3 dimensões do EBSD. Complementarmente, foram identificados por MET indícios de uma transformação mista: adifusional e difusional para a bainita granular, indicando que esta microestrutura inicia sua transformação adifusionalmente e, posteriormente, há atuação dos dois mecanismos conjuntamente. Recentemente, Lan; Shao, (2020) propuseram, com intuito de sanar a confusão do modo de crescimento da BG, um mecanismo de crescimento para a bainita granular baseado em um crescimento inicialmente displacivo, seguido de um mecanismo de difusão semelhante ao revenimento. Os autores realizaram resfriamentos contínuos interrompidos por têmpera para “congelar” a microestrutura em um estado inicial da transformação. A análise via MO destes ensaios mostrou claramente uma estrutura de bainita ferrítica em ripas que, com o passar do tempo, se assemelhou mais a estrutura final da bainita granular (ver Figura 38). Foi concluído que, devida a alta temperatura de transformação que estas microestruturas normalmente são sujeitas, as ripas bainíticas sofreriam um efeito de coalescimento, aumentando a espessura das ripas bainíticas durante o resfriamento contínuo e perdendo a característica de arranjos paralelos da bainita ferrítica.

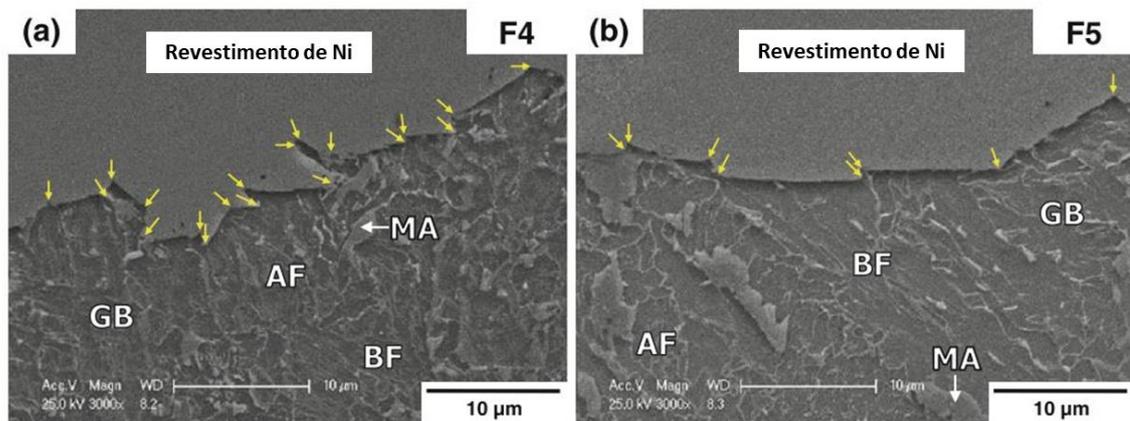
Figura 38 – Microestruturas resultantes do ensaio de resfriamento contínuo interrompido na temperatura de (a) 540 °C e (b) 470 °C. O círculo vermelho em (a) denota o caráter massivo da microestrutura ferrítica no contorno do grão.



FONTE: (LAN; SHAO, 2020), adaptado.

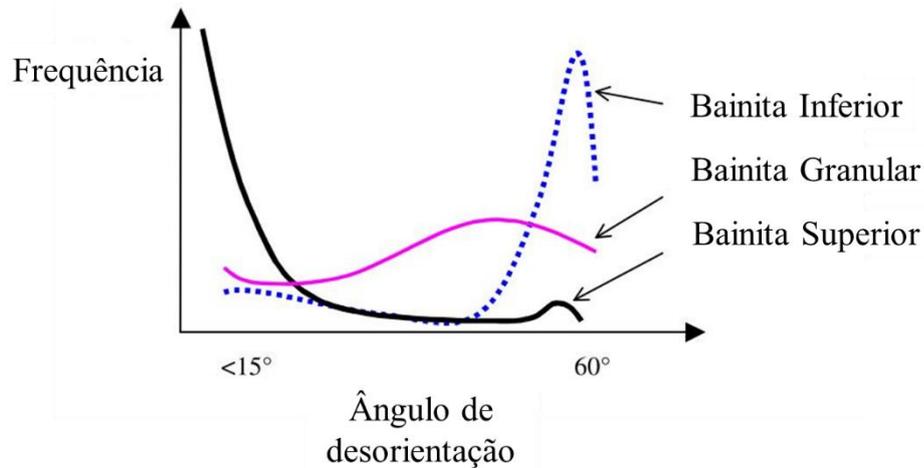
Em vista das propriedades mecânicas, geralmente a bainita granular apresenta menores tensões de escoamento e ruptura, porém, maior ductilidade que as microestruturas compostas por bainita em ripas. Isso pode ser relacionado diretamente com a taxa de resfriamento da qual essas microestruturas são resultantes. Em altas taxas de resfriamento, há formação de microestruturas em ripas, com maior resistência e menor ductilidade. No entanto, apesar de exibirem ductilidades superiores, as microestruturas granulares apresentam performances inferiores no quesito tenacidade. Isto está relacionado diretamente a presença dos constituintes MA e morfologia desordenada do par bainita/ferrita. Os constituintes MA funcionam como particular duras e, portanto, acumuladores de tensão, causando a nucleação prematura de trincas (CABALLERO et al., 2012), enquanto a microestrutura granular, de baixa desorientação, não funciona como barreira para deflexão de trincas (SUNG et al., 2013). Outro aspecto importante é o tamanho efetivo dos grãos, que considera a desorientação entre os grãos e sub grãos que são mais grosseiros na microestrutura granular. Sung et al concluíram que o tamanho de grão efetivo afeta a temperatura de transição dúctil-frágil, de maneira que os grãos efetivos maiores da microestrutura granular atrasam esta transição. A Figura 39, do trabalho de Sung et al, mostra o caminho de uma trinca em uma microestrutura rica em BG e outra de FAc, denotando a eficiência da deflexão de trincas para microestruturas de maior desorientação. A Figura 40 compara a desorientação comum para diversas morfologias bainíticas.

Figura 39 – Caminho de uma trinca em duas microestruturas compostas em maioria por (a) Ferrita Acicular (AF), (b) Bainita Granular (GB). A região superior exibe o revestimento de níquel utilizado na técnica (BF – Bainita em ripa e MA – Martensita Austenita).



FONTE: (SUNG et al., 2013), adaptado.

Figura 40 – Desorientação associada as diferentes morfologias bainíticas.

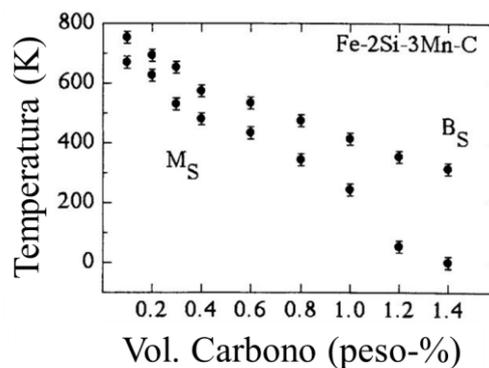


FONTE: (ZAJAC; SCHWINN; TACKE, 2005), adaptado.

2.6 Extensão da bainita nanoestruturada para aços de baixo carbono e aceleração da transformação bainítica

A transformação bainítica é intimamente relacionada com o conteúdo de carbono presente no aço. A morfologia, a velocidade da transformação são apenas alguns dos parâmetros ligados com a presença do intersticial. O ponto chave para gerar uma estrutura de bainita nanoestruturada é a baixa temperatura de austêmpera, o que requer que a temperatura M_s seja baixa o suficiente para possibilitar um tratamento térmico sem gerar martensita, como ilustrado na Figura 41. Para tanto, são necessários ligantes para abaixar a temperatura M_s , sendo que o ligante mais eficiente e barato para esta função é o carbono. Por este motivo, os primeiros aços nanoestruturados possuíam altas teores de carbono, o que limitava a utilização deste material em diversos processos de fabricação.

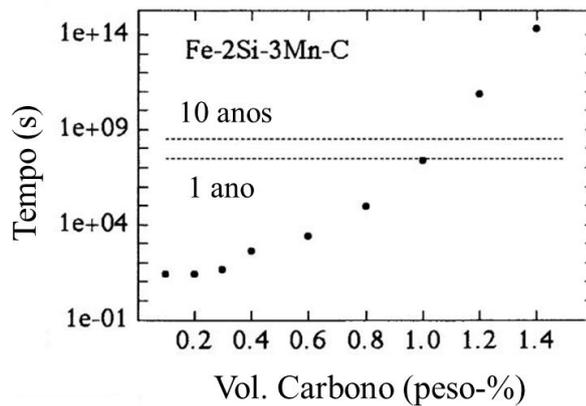
Figura 41 – Efeito do carbono na temperatura B_s e M_s para o aço Fe-2Si-3Mn-C.



FONTE: (GARCIA-MATEO; CABALLERO; BHADSHIA, 2003), adaptado.

A dependência de altas quantidades de carbono gerou diversos desafios na adaptação desta classe de materiais para uma produção industrial viável. Os desafios mais corriqueiramente abordados na literatura lidam com a morosa velocidade da transformação bainítica, ilustrada na Figura 42 e a adequação das ligas de aço para composições químicas mais enxutas. Portanto, a academia vem empregando e desenvolvendo métodos para acelerar a transformação nanobainítica e produzir ligas e tratamentos térmicos e termomecânicos para viabilizar a bainita nanoestruturada em aços de médio e baixo carbono. Esta seção tem como intuito abordar alguns métodos utilizados com esse objetivo. Como o abaixamento do teor de carbono provoca um aumento na velocidade da transformação bainítica, normalmente os métodos empregados tem efeitos sinérgicos, portanto, estes serão abordados conjuntamente nesta seção.

Figura 42 – Tempo necessário para completar a transformação de acordo o teor de carbono no aço Fe-2Si-3Mn-C.

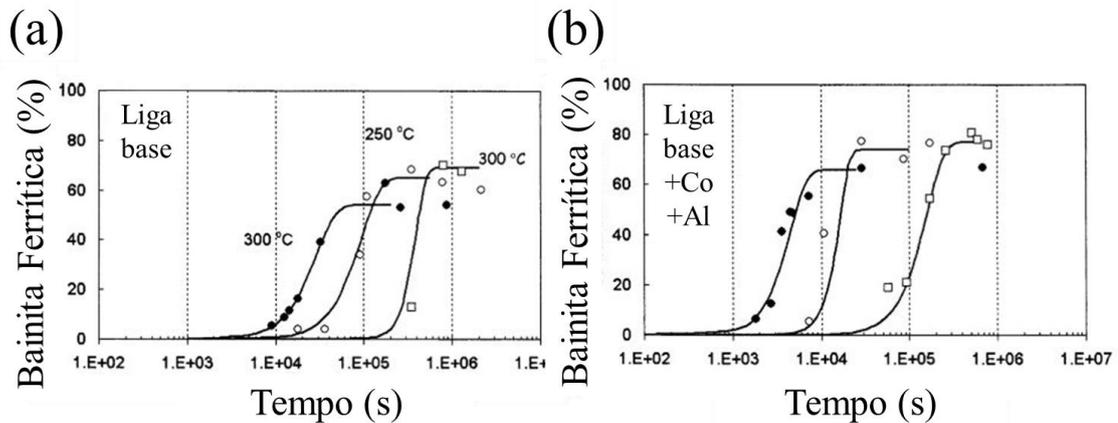


FONTE: (GARCIA-MATEO; CABALLERO; BHADESHIA, 2003), adaptado.

2.6.1 Variação da composição química

A adição de Co e Al foi investigado por Garcia-Mateo; Caballero; Bhadeshia, (2003a) como um dos primeiros métodos para aceleração da transformação nanobainítica. A adição desses elementos químicos foi empregada partindo do princípio que ambos aumentam a força motriz para transformação, aumentando a velocidade da transformação. Além disso, o aumento de energia motriz também contribui para obtenção de maiores volumes finais de bainita, o que favorece a formação de austenita retida com morfologia de filmes, que é mecanicamente mais estável que a bainita em blocos, beneficiando o efeito TRIP. A verificação da aceleração foi realizada por meio de dilatometria, apresentadas na Figura 43.

Figura 43 – Velocidade da transformação medida por dilatometria para (a) uma liga base e (b) a mesma liga com adição de Co e Al. Temperatura de transformação de 300 °C, 250 °C e 200 °C, da esquerda para direita.

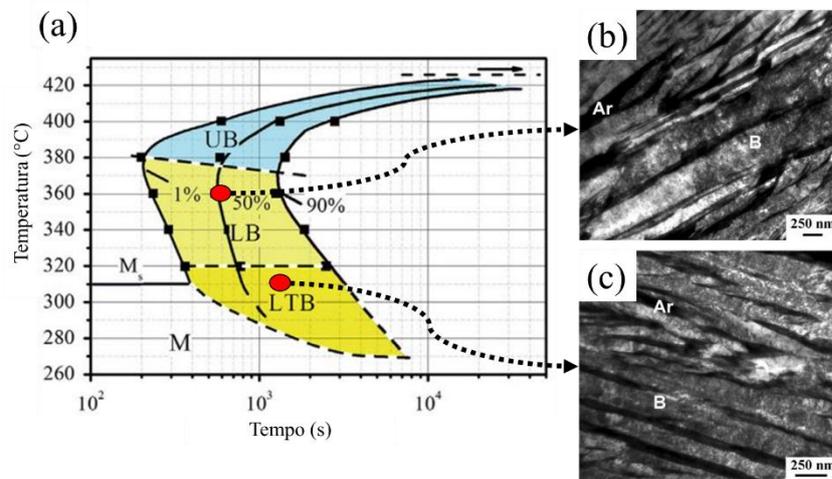


FONTE: (GARCIA-MATEO; CABALLERO; BHADSHIA, 2003a), adaptado.

Long et al., (2014) utilizaram o aço 34MnSiCrAlNiMo (0.34C–1.52Mn–1.48Si–0.93Ni–1.15Cr–0.40Mo–0.71Al), com temperatura M_s de 310 °C. Com esta composição química, foi possível gerar uma gama de morfologias bainíticas livres de carboneto: bainita superior, inferior e bainita nanoestruturada (chamada de baixa temperatura neste trabalho), porém, os autores não abordaram em detalhe o efeito dos ligantes na transformação bainítica. Pela comparação das propriedades mecânicas das morfologias obtidas, a bainita nanoestruturada se destacou, apresentando excelente tenacidade com tensão de escoamento, ruptura e alongamento similares aos das bainita superiores e inferiores. Em comparação com os aços nanoestruturados de alto carbono, que possuem espessura na faixa dos 20 – 60nm, as espessuras obtidas no trabalho de Long et al ficaram compreendidas entre 100 – 160nm. Interessantemente, a nanoestrutura obtida com menor espessura foi de uma microestrutura gerada via resfriamento contínuo, atribuído a diminuição progressiva da temperatura, que aumenta a energia motriz e ao particionamento dinâmico de carbono, que torna a austenita retida progressivamente mais resistente. A Figura 44 mostra a TTT para o aço utilizado e microestruturas relativas à temperatura de transformação.

Figura 44 – (a) curva TTT para o aço 34MnSiCrAlNiMo mostrando as regiões para obtenção de diferentes morfologias bainíticas (UB – Bainita superior, LB – bainita inferior e LTB –

bainita de baixa temperatura). (b) MET da bainita obtida de austêmpera a 360 °C e (c) MET da bainita obtida de resfriamento contínuo entre a 320 – 290 °C.

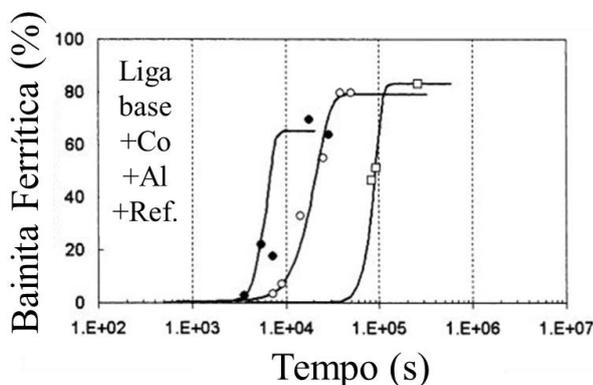


FONTE: (LONG et al., 2014), adaptado.

2.6.2 Variação do tamanho de grão austenítico

É sabido que a redução do tamanho de grão austenítico prévio (GAP) é um dos caminhos para melhoria tanto da tensão de escoamento quanto da ductilidade. Além disso, ocorre a redução da temperatura M_s, resultante do efeito do reforço por aumento da área de contorno de grão (*grain boundary strengthening*), o que também implica numa maior resistência da austenita. A maior área disponível para nucleação da bainita, junto de uma austenita mais resistente (ver seção 2.5.5.3) devem resultar numa aceleração da transformação e numa microestrutura mais refinada. A Figura 45, também do trabalho de Garcia-Mateo; Caballero; Bhadeshia, (2003a), citado na seção anterior, mostra o efeito do refino de grão na velocidade da transformação bainítica para a liga com adição de Co e Al.

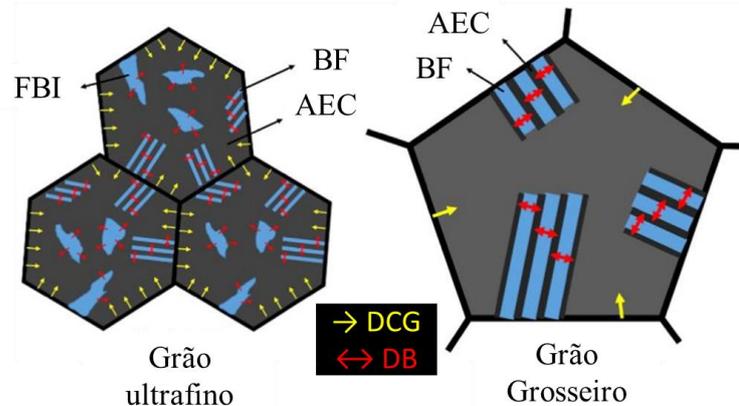
Figura 45 – Velocidade da transformação medida por dilatometria para a liga adicionada de Co e Al com grão austenítico refinado. Temperatura de transformação de 300 °C, 250 °C e 200 °C, da esquerda para direita (+REF indica o adicional do refinamento do GAP).



FONTE: (GARCIA-MATEO; CABALLERO; BHADSHIA, 2003a), adaptado.

Jiang et al., (2016) estudou o efeito do tamanho do grão austenítico grosseiro (53 μm), fino (18 μm) e ultrafino (3 μm) na velocidade da transformação bainítica. Foi concluído que a velocidade e extensão da transformação bainíticas são favorecidos pelo refinamento do grão austenítico. Porém, a microestrutura bainítica originada dos grãos austeníticos ultrafinos apresentou um caráter heterogêneo, contando com uma maioria de bainita ferrítica irregular e uma menor proporção de bainita nanoestruturada. Isso foi atribuído ao maior perímetro de contornos de grãos presentes na microestrutura superfina, que funcionam como escoadouros de átomos intersticiais, o que facilitou a difusão. Esse efeito, ilustrado na Figura 46, provoca um enriquecimento precoce da área de austenita retida, atingindo o valor de carbono estipulado pela curva T0 e, portanto, encerrando a transformação. O resultado desse enriquecimento precoce é também visualizado na resistência mecânica, de maneira que o material com grão austenítico fino atingiu as melhores propriedades de tensão de escoamento, ruptura, tenacidade e ductilidade. Todas as microestruturas obtidas no trabalho de Jiang et al tiveram grande parcela de austenita em blocos, independente do tamanho dos GAP.

Figura 46 – Efeito do tamanho de grão na microestrutura nanobainítica. (FBI – Ferrita bainítica irregular, BF – bainita ferrítica, AEC – Austenita enriquecida por carbono, DCG – Difusão de contorno de grão e DB – Difusão da bainita ferrítica).



FONTE: (JIANG et al., 2016) adaptado.

2.6.3 Emprego de tratamentos térmicos avançados

O emprego de tratamentos térmicos é um dos métodos utilizados corriqueiramente para ajustar a microestrutura obtida. Dentre os diversos métodos desenvolvidos atualmente, destacam-se os seguintes:

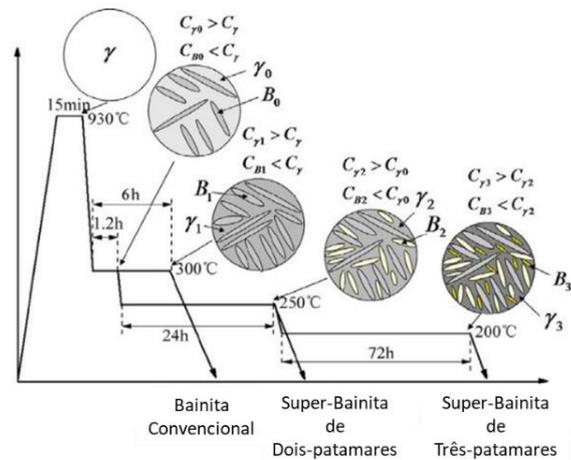
- a utilização de tratamentos térmicos multi-patamares, com a utilização de dois ou mais patamares de temperaturas. Por exemplo: Wang et al., (2014);
- realização da austêmpera a baixo da temperatura M_s . Por exemplo: (Navarro-López; Sietsma; Santofimia, (2016);
- utilização de cementita pré-existente no contorno de grão. Por exemplo: Ravi; Sietsma; Santofimia, (2020).

Em vista da parte prática desta dissertação, somente os tratamentos térmicos multi-patamares serão revisados neste trabalho.

2.6.4 Tratamentos térmicos multi-patamares

Wang et al., (2014) realizaram tratamentos térmicos com 1, 2 e 3 patamares no aço Fe-0.30C-1.46Si-1.97Mn-1.50Ni-0.30Cr-0.96Cu-0.25Mo (%-peso) visando investigar a evolução microestrutural obtida. A rota térmica utilizada é ilustrada na Figura 47.

Figura 47 – Rota térmica multi-patamares e ilustração da evolução microestrutural do trabalho de Wang et al.



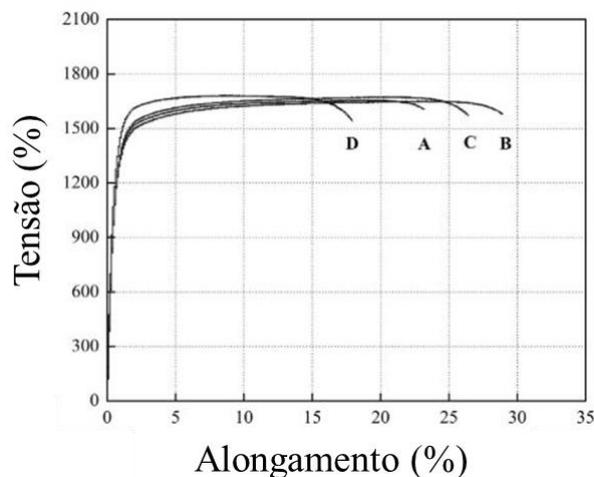
FONTE: (WANG et al., 2014), adaptado.

Com a redução progressiva de temperaturas de austêmpera, ocorre o aumento concomitante da energia motriz disponível, promovendo a decomposição da austenita retida em forma de blocos em placas refinadas de bainita e austenita retida em forma de filmes. A utilização deste tipo de metodologia resulta na formação de diferentes gerações de bainita, sendo que a cada patamar realizado, ocorre a formação de uma geração de bainita e austenita retida que possuirão espessuras de placas mais finas. As espessuras obtidas foram de 150, 80 e 60 nm para a primeira, segunda e terceira gerações, respectivamente. Em vista das propriedades mecânicas, houve melhoria quando se utilizou um e dois patamares, quando se comparando com a performance do material tratado apenas para um patamar. Porém, a condição obtida pelo tratamento de 2 patamares obteve a melhor combinação de tensão de ruptura e alongamento.

Avishan; Tavakolian; Yazdani, (2017) utilizaram o tratamento térmico de 2 patamares com diferentes tempos de permanência em austêmpera no aço Fe–0.83C–1.43Si–1.90Mn–1.16Cr–1.28Co–0.32Mo–0.66Al, com o foco na avaliação do desempenho do efeito TRIP quando sujeito a tal variação microestrutural. Similarmente ao trabalho de Wang et al, as microestruturas obtidas consistiram de gerações de bainita e austenita com espessuras diferentes. Os diferentes tempos de permanência em austêmpera permitiram investigar o efeito do conteúdo de carbono em solução na austenita retida e, portanto, na performance do efeito TRIP. Foi concluído que o conteúdo de carbono em solução afeta diretamente o grau de estabilidade da AR, de maneira que conteúdos excessivos ou insuficientes geram uma AR superestabilizada ou subestabilizada, respectivamente. Em conexão, foi concluído que existem

níveis ótimos de carbono em solução na AR, demonstrando a necessidade da otimização do processo térmico para melhoria das propriedades mecânicas. Estes resultados estão de acordo com aqueles reportados por Li et al., (2020), citado anteriormente na seção 2.5.5.2. A Figura 48 mostra a curva de engenharia tensão *versus* deformação para as diversas condições estudadas.

Figura 48 – Curva de engenharia tensão *versus* deformação (A – Austêmpera 300 °C por 6h, B – Austêmpera em dois patamares 300 °C por 6h seguido de 200 °C por 2h, C – 300 °C por 6h seguido de 200 °C por 36h e D – 300°C por 6h seguido de 200 °C por 72h).



FONTE: (AVISHAN; TAVAKOLIAN; YAZDANI, 2017)

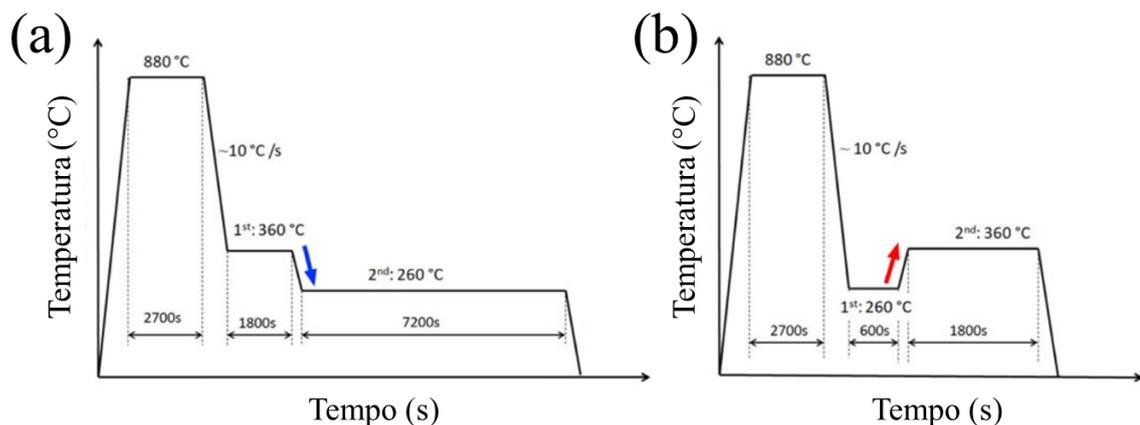
Mousalou et al., (2018) aplicaram uma austêmpera de multi-patamares no aço Fe–0.26C–1.70Mn–1.42Si–1.10Cr–1.10Ni–0.94Cu–0.24Mo–0.10V. Com exceção dos elementos químicos Si e V, todos os outros da liga foram utilizados para reduzir as temperaturas Ms e Bs, permitindo a realização da austêmpera em temperaturas menores. Após a realização de um primeiro patamar para obter 60% e 80% de bainita, foi realizado a diminuição da temperatura para realizar o segundo patamar em uma austenita enriquecida com carbono e, portanto, com uma menor temperatura Ms. Essa rota térmica permitiu a obtenção da bainita nanoestruturada em um aço de baixo carbono, sendo que a espessura da bainita de segunda e terceira gerações chegou a 80 nm, enquanto aquela obtida pelo tratamento clássico resultou numa espessura de 140 nm. As amostras tratadas termicamente também foram sujeitas a ensaios Charpy para medição da tenacidade e as amostras sujeitas a patamares adicionais tiveram uma melhora considerável neste quesito. Isto foi atribuído à maior frequência de interfaces com alto ângulo de desorientação. Mousalou et al atribuíram essa variação ao maior número de variantes

(Grupos de Bain) estimulados pelas diferentes temperaturas de transformação entre as gerações de bainita.

Em contrapartida aos tratamentos multi-patamares convencionais, que utilizaram tratamentos progressivamente em temperaturas menores, Gao et al., (2018) utilizaram um tratamento térmico de multi-patamares invertido, com o primeiro patamar em menor temperatura e o segundo em maior temperatura no aço 0.42C–2.15Mn–1.72Si–0.47Cr (peso-%). Adicionalmente, foi realizado o tratamento térmico de multi-patamares convencional, visando comparar as propriedades obtida por casa processamento. A rota térmica utilizada é ilustrada na Figura 49.

Figura 49 – Rotas térmicas do tratamento térmico multi-patamares investigadas por Gao et al:

(a) convencional e (b) invertida.



FONTE: (GAO et al., 2018), adaptado.

Enquanto a utilização da rota multi-patamares convencional causa um aumento na força motriz para transformação, ocorre simultaneamente um aumento da energia de ativação, exigindo que o tempo de austêmpera seja maior a cada patamar subsequente. No caso do tratamento térmico invertido, há uma formação de sítios para nucleação no primeiro patamar, o que, em sinergia com a maior difusão de carbono no segundo patamar, provoca um desenvolvimento mais acelerado da transformação bainítica, permitindo tempos menores de permanência. As propriedades mecânicas reportadas por Gao et al são apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas das amostras submetidas ao tratamento multi-patamares convencional e invertido.

Tratamento Térmico	σ_{max} (MPa)	$\sigma_{esc.}$ (MPa)	Alongamento uniforme (%)	Alongamento máx. (%)
Multi-patamares convencional	1580 ± 16	1012 ± 14	14,3 ± 0,2	21,02 ± 0,5
Multi-patamares Invertido	1772 ± 13	1271 ± 12	15,5 ± 0,4	21,9 ± 0,3

FONTE: (GAO et al., 2018).

Apesar da espessura das ripas bainíticas após o ToTo não terem sido declaradas por Gao et al, foi afirmado que houve um refinamento da espessura bainítica pelo tratamento térmico invertido, o que também foi atribuído à maior taxa de nucleação proporcionada pelo primeiro patamar em baixa temperatura, explicando o aumento das resistências de escoamento e ruptura. A melhoria do alongamento foi atribuída também ao refinamento geral da microestrutura, que, pela maior quantidade de interfaces, apresenta um grão efetivo (chamado de “*block size*” neste trabalho) mais refinado.

2.6.5 Emprego do Ausforming

A aplicação da deformação da austenita na baía metaestável acoplada à formação posterior de bainita resulta em diversos efeitos na transformação de fase. Em vista da quantidade de parâmetros afetados, esta seção será dividida nos seguintes subtópicos:

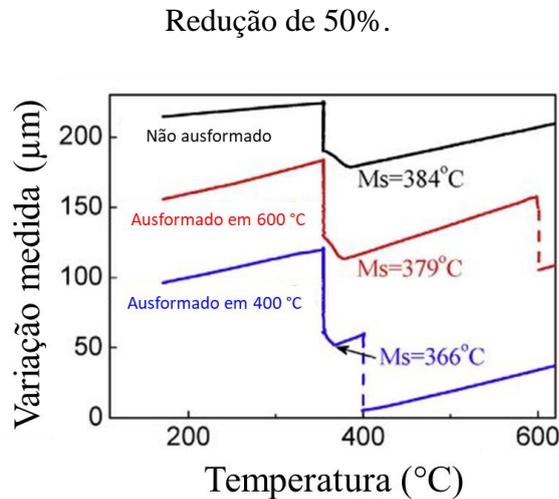
- Abaixamento da temperatura de início da transformação martensítica;
- Tempo de incubação e velocidade de transformação;
- Estabilização mecânica;
- Seleção de variante;
- Variação morfológica e refinamento da bainita e austenita;
- Efeitos nas propriedades mecânicas.

2.6.6 Abaixamento da temperatura de início da transformação martensítica

Com a aplicação de esforço mecânico numa austenita resfriada abaixo da temperatura de recristalização, ocorre, além do aumento da resistência mecânica da austenita, o acúmulo de discordâncias. Devida a maior resistência a mobilidade de interfaces, a transformação para

microestruturas displacivas é então dificultada, resultando no abaixamento da temperatura Ms (WANG et al., 2013).

Figura 50 – Exemplo de variação da Ms de acordo com a temperatura de ausforming.



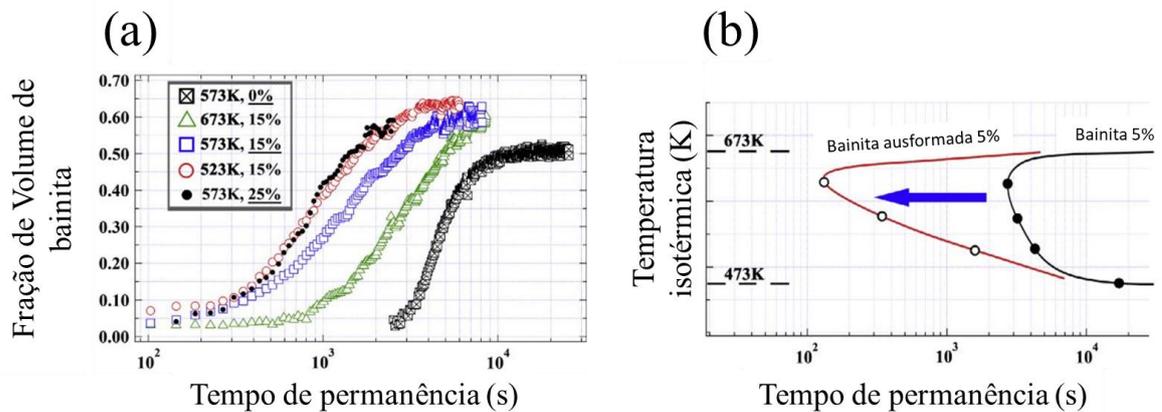
FONTE: (ZHAO et al., 2016), adaptado.

No trabalho de Zhao et al., (2016) esse efeito foi utilizado para abaixar a temperatura Ms do aço de baixo carbono Fe-0.15C-1.41Si-1.88Mn-1.88Cr-0.36Ni-0.34Mo (peso-%) e permitir que a austêmpera fosse realizadas abaixo da temperatura Ms nominal do aço, para então obter a bainita nanoestruturada. Em vista da temperatura do aço não tratado mecanicamente, houve uma redução de 18 °C para uma redução de 50% em 400 °C, como mostrado na Figura 50.

2.6.7 Velocidade e tempo da incubação da transformação

A velocidade da transformação bainítica varia de maneira não monotônica com a grau de deformação aplicado. O que significa que, dependendo do grau da deformação, a velocidade da transformação pode ser favorecida ou não. Gong et al., (2013) aplicaram o ausforming num aço de alto carbono Fe-0.79C-1.98Mn-1.51Si-0.98Cr-0.24Mo-1.06Al-1.58Co (peso-%) com uma redução de 15% nas temperaturas de 600 °C, 350 °C, 300 °C e 250 °C. A Figura 51 mostra os resultados da dilatométrica e curva TTT para ausforming com 5% de redução utilizados por Gong et al.

Figura 51 – (a) Curvas de dilatometria para diversos graus de ausforming em diversas temperaturas e (b) curva TTT comparando o efeito do ausforming no tempo necessário de incubação para 5% de bainita transformada.



FONTE: (GONG et al., 2013), adaptado.

Como é visível da Figura 51 (a), ocorreu uma diminuição do tempo de incubação e permanência com o aumento da deformação aplicada, comparando com o tratamento sem deformação. Contra intuitivamente, a temperatura de 300 °C, a mais alta aqui exibida, demonstrou um tempo de incubação e permanência maior que para os tratamentos em menor temperatura. Isso foi atribuído à quantidade de discordâncias inseridas quando a deformação ocorre em menores temperaturas. Segundo Gong et al, essas discordâncias estão alinhadas com os planos de escorregamentos introduzidos pela deformação e devem favorecer o crescimento da bainita. Além disso, foi relatado que o ausforming realizado em 600 °C não produziu diferenças significativas na velocidade da transformação, o que foi atribuído à atuação do mecanismo de recuperação das estruturas de discordâncias. Isso foi verificado pela diminuição da largura em meia altura dos picos gerados por difração de raios-X para o tratamento em 600 °C.

Kabirmohammadi; Avishan; Yazdani, (2016) estudaram o efeito do ausforming na cinética de transformação da bainita nanoestruturada para diversas rotas termomecânicas. Similarmente como no trabalho de Gong et al, houve uma redução considerável no tempo de permanência necessário para finalizar a transformação bainítica. A fração de austenita retida obtida para cada parâmetro dos tratamentos utilizados são mostrados na Tabela 6.

Tabela 6 – Fração de austenita retida obtida para a redução e tempo de permanência utilizados no trabalho de Kabirmohammadi; Avishan; Yazdani, (2016). Os resultados sublinhados destacam a maior fração de austenita retida obtidas para cada deformação.

Redução (%)	Tempo de permanência (h)			
	1	2	3	4
0	13,9	21,8	31	<u>36,1</u>
5	16,6	27,8	<u>38,8</u>	38,3
12	30,5	<u>41,3</u>	40,3	41,1
25	<u>41,7</u>	41,4	40,8	41,5

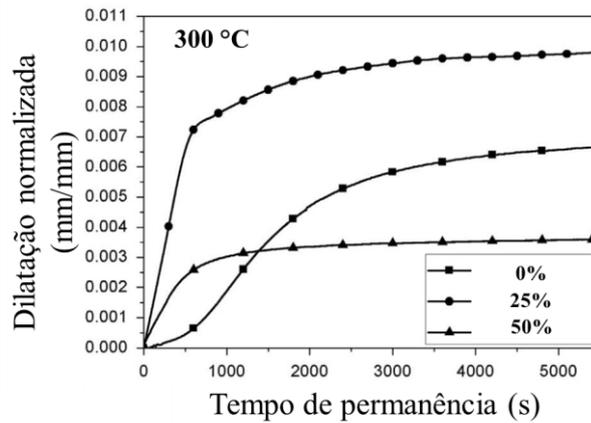
FONTE: (KABIRMOHAMMADI; AVISHAN; YAZDANI, 2016).

Considerando que a amostra sem deformação obteve uma fração de austenita retida máxima de 36,1 %, a aplicação do ausforming aparenta favorecer o aumento da fração de austenita retida na microestrutura. Além disso, com a utilização de 25% de deformação, o tempo total para finalização da transformação foi reduzido em 3 horas.

2.6.8 Estabilização mecânica

O aumento progressivo do grau de deformação promove o acúmulo de discordâncias e a criação de subestruturas internas ao grão. Como o desenvolvimento das ripas bainíticas depende das condições mecânicas do grão austenítico, o nível de acumulação de subestruturas pode ser considerável o suficiente para impedir a progressão da transformação bainítica (BHADESHIA, 2015; SINGH; BHADESHIA, 1996). Esse efeito é claramente visível na Figura 52, do trabalho de (HU et al., 2015), que investigou o efeito de uma deformação progressiva de 0 %, 25 % e 50 % num aço de composição química 0,4C–2,8Mn–2,0Si (peso-%). Nesta mesma figura, é possível notar o efeito inicial no favorecimento da taxa inicial de transformação para ambos os casos com deformação, isso é atribuído a maior taxa de nucleação propiciada pelo ausforming.

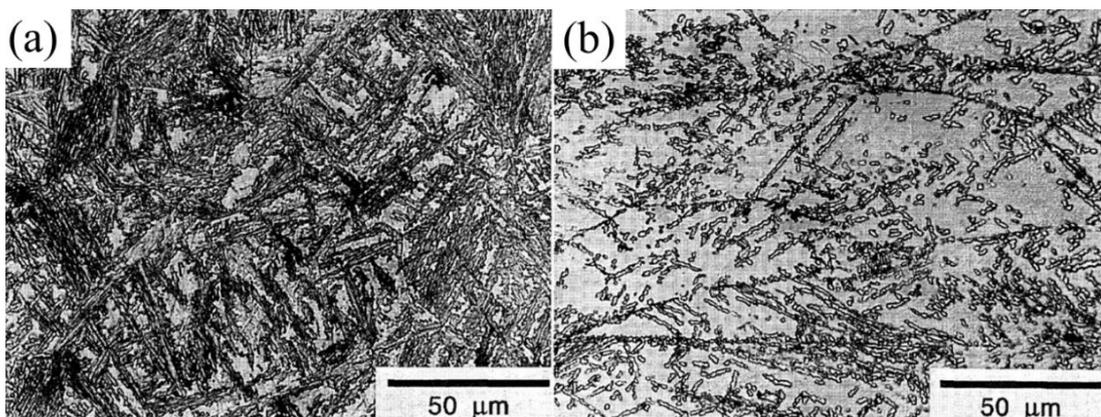
Figura 52 – Efeito da deformação no desenvolvimento da transformação bainítica para 0, 25 e 50% de deformação à 300 °C.



FONTE: (HU et al., 2015), adaptado.

Shipway; Bhadeshia, (1995) investigaram o efeito da estabilização mecânica na microestrutura bainítica de billets (8 x 12 mm) recalcados (compressão em matriz aberta de cilindro). Como a deformação no forjamento de billets é heterogênea ao longo da geometria do corpo de prova, o grau de estabilização mecânica também é heterogêneo. A Figura 53 mostra dois dos resultados obtidos por Shipway e Bhadeshia.

Figura 53 – Microestrutura bainítica obtida em diferentes regiões de um billet forjado com deformação verdadeira de 0,63. (a) zona morta com baixa deformação (b) região central do billet com alta deformação.

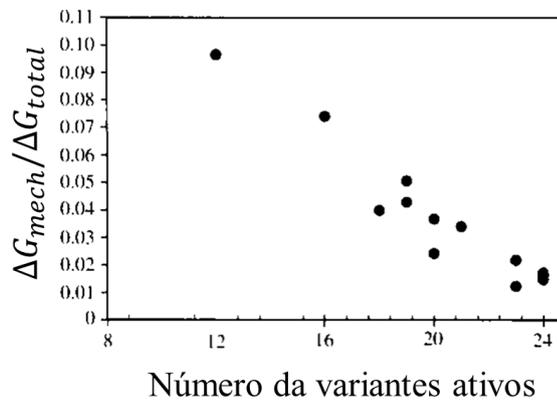


FONTE:(SHIPWAY; BHADESHIA, 1995).

2.6.9 Seleção de variante

Uma das características mais marcantes da aplicação prévia de deformação antes da transformação bainítica é a seleção de variante, ou seja, das possíveis direções de crescimento para as ripas bainíticas, há favorecimento para crescimento em certas direções complacentes à deformação. Kundu; Hase; Bhadeshia, (2007) mostraram que quando ocorre o aumento da parcela de força motriz mecânica, há diretamente uma redução na parcela de variantes disponíveis para crescimento (considerando a relação de orientação de Kurdjumov–Sachs), esse efeito é ilustrado na Figura 54.

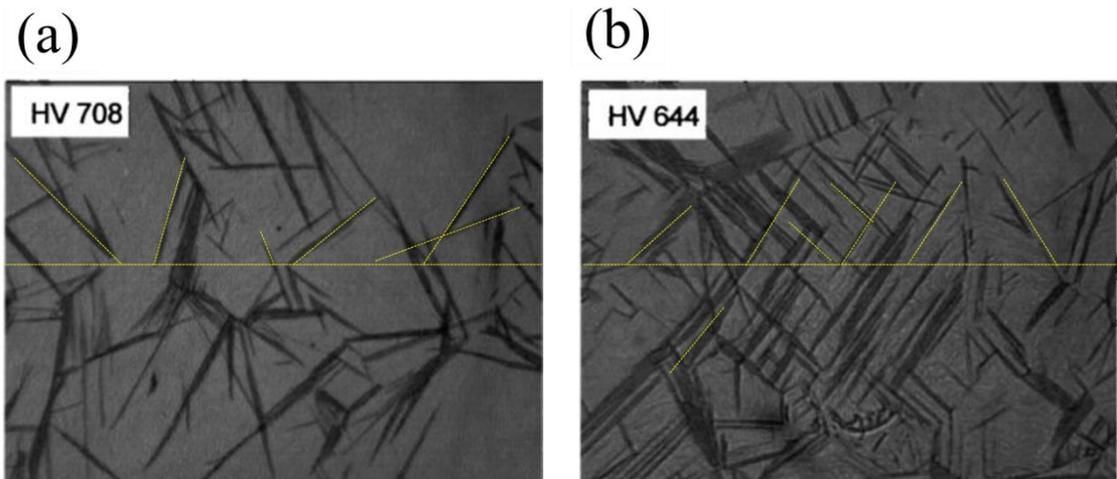
Figura 54 – Parcela de força motriz mecânica (ΔG_{mech}) e força motriz total (ΔG_{total}) versus número total de variantes ativos.



FONTE: (KUNDU; HASE; BHADESHIA, 2007), adaptado.

O efeito da seleção de variante é de fácil visualização por MEV em microestruturas compostas somente por feixes bainíticos e austenita retida, como no trabalho de Hase; Garcia–Mateo; Bhadeshia, (2004), que compararam o efeito da deformação na seleção de variante em amostras deformadas e não deformadas. A Figura 55 mostra um dos resultados obtidos neste trabalho para o início da transformação (0,5 hora de permanência). Nesta imagem, linhas amarelas foram traçadas para facilitar a visualização da direção de crescimento.

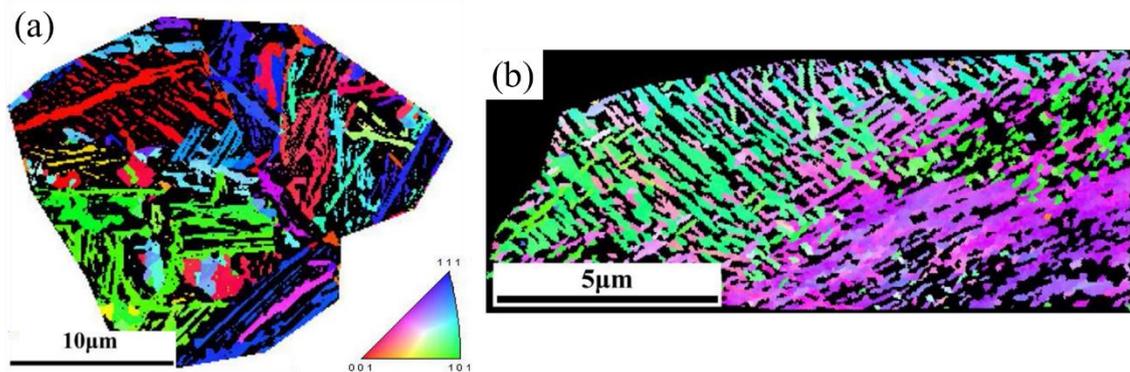
Figura 55 – Microestruturas resultantes de austêmpera realizada (a) sem deformação e (b) com deformação (abaixo do limite elástico). As linhas amarelas indicam a direção de crescimento de alguns feixes. A dureza da microestrutura (a) é maior que a de (b) por causa da maior fração de martensita.



FORNE: (HASE; GARCIA-MATEO; BHADSHIA, 2004), adaptado.

A caracterização por EBSD de alta resolução permite a visualização da relação de orientação por figuras de polo invertidas (*inverse pole figure*) para cada fase ou constituinte da microestrutura investigada. O uso desta técnica permite então a caracterização detalhada da seleção de variante em aços processados por ausforming, que foi empregado no trabalho de Guo et al., (2020a), que também investigou o efeito da deformação na seleção de variante de aços ausformados. A Figura 56 mostra um dos resultados obtidos por Guo et al.

Figura 56 – Caracterização por EBSD de um material (a) sem deformação e (b) redução de 30%.



Fonte: (GUO et al., 2020a), adaptado.

Gong et al., (2013) propuseram um modelo baseado em discordâncias parciais herdadas da austenita pela bainita para explicar o fenômeno de seleção de variante em aços ausformados. Este modelo propõe que a deformação aplicada favorece a formação de discordâncias em planos de escorregamentos preferenciais, que, por sua vez, favoreceriam as direções de crescimento exibidas nos feixes bainíticos. Gong et al também propuseram que a seleção de variante estaria

diretamente relacionada com a morfologia das discordâncias herdadas, de maneira que, em altas temperaturas, formar-se-iam subestruturas de discordâncias emaranhadas (ou celulares), pouco influentes na orientação resultante, enquanto em temperaturas menores se formariam subestruturas planares, que são responsáveis pela direção preferencial originada.

Como a seleção de variante tem efeitos consideráveis na morfologia da microestrutura resultante, há, conseqüentemente, variação nas propriedades mecânicas finais dos materiais ausformados, isso será abordado na seção 2.6.11.

2.6.10 Variação morfológica e refinamento da bainita e austenita retida

As condições termodinâmicas e mecânicas também afetam a morfologia resultante da microestrutura consideravelmente. Quando o ausforming é realizado em temperaturas menores (próximas a M_s), a maior resistência da austenita provoca uma redução na espessura da bainita, como é também o caso para tratamentos térmicos sem deformação. Esse efeito é reduzido quando há um aumento da temperatura do ausforming (GUO et al., 2020a; ZHANG et al., 2014). Ao passo que ocorre o aumento da deformação aplicada, ocorre conjuntamente um encruamento maior da austenita, inserindo progressivamente discordâncias no reticulado cristalino e aumentando resistência mecânica da austenita. Desta maneira, maiores deformações também causam o refinamento e encurtamento das ripas bainíticas. Pela aplicação do ausforming em 600 °C, Zhang et al., (2014) com a aplicação de 10 % e 30 % de redução, alcançou um refinamento de 115 para 70 nm, respectivamente. Da mesma maneira, Fan et al., (2017) utilizou o ausforming em 300 °C com as reduções de 0 e 50%, obtendo um refinamento da espessura de 105 para 80 nm. Porém, como elucidado na seção 2.6.8, a partir de uma certa deformação, a transformação bainítica será desfavorecida pelo fenômeno de estabilização mecânica, ocasionando em menores volumes finais de bainita.

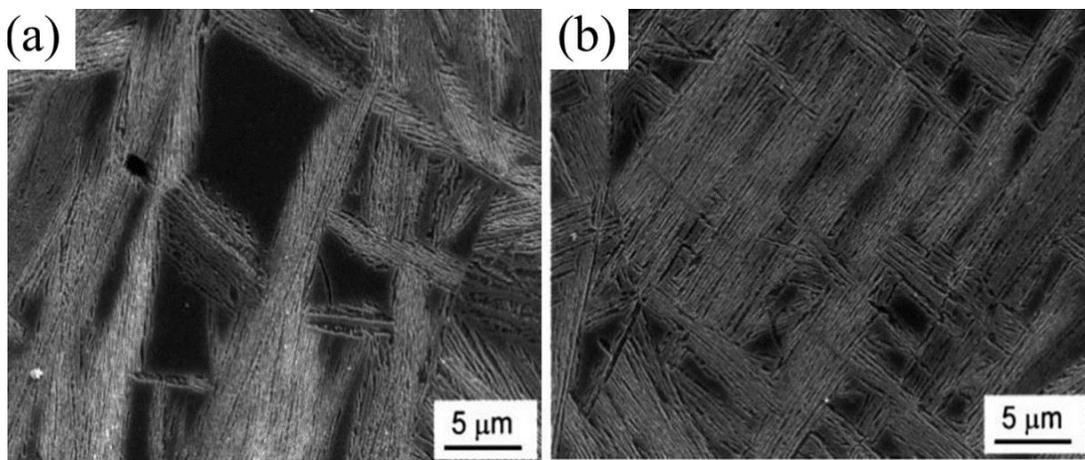
Da mesma maneira que para as ripas bainíticas, a austenita retida também tem uma variação considerável em sua morfologia, porém, como a morfologia final da austenita retida depende do arranjo dos feixes bainíticos, este é um processo relativamente mais complexo. Há dois modos de refinamento ocorrendo simultaneamente:

- Refinamento dos filmes intra-feixe: a transformação bainítica promove a formação intrínseca de filmes entre as subunidades bainíticas e também entre as ripas bainíticas. Quando ocorre o refinamento dos feixes e subunidades, há também um refinamento dos filmes;

- Refinamento da austenita em blocos: a formação de austenita em blocos é resultante do impingimento entre feixes de bainita que possuem orientação dessemelhantes. Há principalmente dois fatores que favorecem a transição da microestrutura em blocos para a microestrutura em filmes. Primeiramente, as maiores energias motrizes para transformação promovem a formação de maiores volumes de bainita, esta, por sua vez, se forma consumindo os blocos de austenita restantes, subdividindo os blocos em filmes (KABIRMOHAMMADI; AVISHAN; YAZDANI, 2016). Segundamente, o efeito causado pela seleção de variante diminui a possibilidade de impingimento dentro dos grãos de austenita retida. A formação “mais organizada” de feixes bainíticos promove então a formação de filmes de austenita (GUO et al., 2020a).

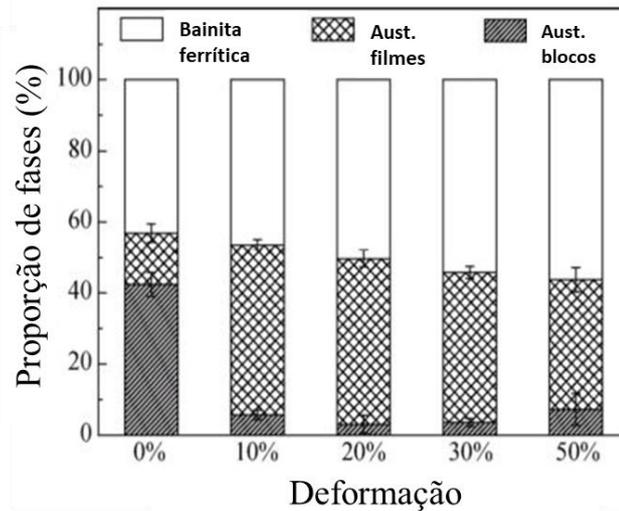
A Figura 57 mostra o efeito da seleção de variante na morfologia da bainita e austenita retida obtida no trabalho de Hase; Garcia-Mateo; Bhadeshia, (2004), denotando os modos de refinamento discutidos anteriormente. A Figura 58 mostra a quantificação de bainita, austenita retida em blocos e austenita retida em filmes do trabalho de Fan et al., (2017).

Figura 57 – Variação da morfologia bainítica e austenítica. (a) Sem deformação considerável e (b) 200 MPa abaixo do regime plástico.



FONTE: (HASE; GARCIA-MATEO; BHADESHIA, 2004)

Figura 58 – Frações de bainita ferrítica, austenita retida em filmes e blocos *versus* grau de redução aplicada via ausforming.



FONTE: (FAN et al., 2017), adaptado.

2.6.11 Efeitos nas propriedades mecânicas

Como elaborado nas seções anteriores, o ausforming provoca mudanças consideráveis tanto na cinética quanto na termodinâmica das transformações de fase da austenita para bainita. É então esperado que ocorram variações nas propriedades mecânicas dos aços tratados por tal processo.

Em primeiro lugar, o ausforming provoca uma redução na espessura final dos feixes bainíticos. Como abordado na seção 2.5.5.3, a espessura é o parâmetro principal na regulação das propriedades mecânicas de tensão de escoamento. Consequentemente, os aços bainíticos tratados por ausforming apresentam maiores tensões de escoamento sem comprometer a ductilidade. Em conexão, há um incremento na tensão de ruptura e taxa de encruamento pela diminuição da fração de austenita em blocos, o que garante a permanência da austenita mecanicamente estável e em filme junto de um efeito TRIP mais eficiente e prolongado. Esses efeitos podem ser verificados nos trabalhos de Chen et al., (2020), Guo et al., (2020a), He et al., (2015). Outro efeito notório é a redução da tenacidade à fratura observada por aços tratados por ausforming (GOLCHIN; AVISHAN; YAZDANI, 2016; GUO et al., 2020a; ZHAO et al., 2019). A intensa seleção de variante provocada pelo ausforming leva há um alinhamento microestrutural em direções complacentes à deformação. Esse efeito facilita o desenvolvimento de trincas visto que não há necessidade de mudança de orientação repentina da ponta da trinca.

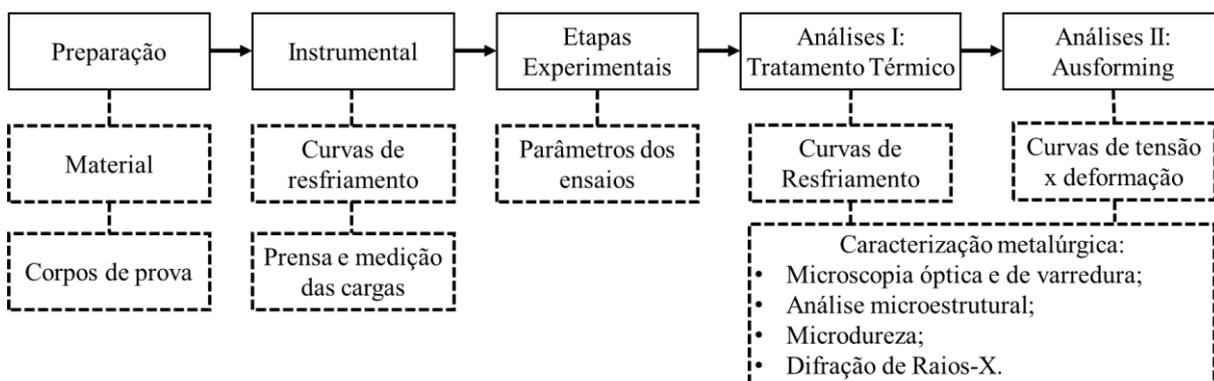
Desta maneira, a utilização do ausforming acarreta na competição entre dois mecanismos com efeitos opostos: (i) a redução da austenita retida em função da maior força motriz e seleção de variante e (ii) a redução da tenacidade à fratura em função da seleção de variante.

Outro fator responsável pelas propriedades mecânicas de aços ausformados é o grau de deformação aplicado e, em conexão, a intensidade da estabilização mecânica. Quando o efeito da estabilização mecânica é pronunciado, uma menor fração de bainita deve se formar, e, portanto, uma maior fração de austenita retida estará presente antes da conclusão da transformação (BHADESHIA, 2015). É esperado que, nesta condição, a austenita possua uma baixa estabilidade, visto que o particionamento de carbono associado a transformação bainítica é um dos mecanismos responsáveis por garantir uma austenita com uma morfologia e conteúdo de carbono estáveis. Guo et al., (2020b) investigaram o efeito de uma quantidade de redução progressiva por ausforming na microestrutura e propriedades mecânicas do aço Fe-0.70C-2.47Si-1.46Mn-0.87Al-0.02Nb (%-peso). Mesmo com reduções chegando a 40%, que geraram uma maior fração de austenita retida em comparação com menores reduções, Guo et al relataram que o tratamento termomecânico com 40% de deformação atingiu a melhor performance com 1550 MPa, 1900 MPa e 24,4 % de tensão de escoamento, ruptura e alongamento, respectivamente, que para menores deformações, como, por exemplo, de 0% de deformação, que atingiu 1244 MPa, 1620 MPa e 16,3 % de tensão de escoamento, ruptura e alongamento. Porém, existem poucos estudos na literatura que investigam minuciosamente o efeito da estabilização mecânica nas propriedades mecânicas de aços bainíticos ausformados.

3. Procedimento experimental

A Figura 59 apresenta um esquema de todas as etapas compreendidas no procedimento experimental desta dissertação. Na etapa de preparação, o material é apresentado e são definidas as geometrias dos corpos de prova. Na seção instrumental, são apresentados os métodos utilizados para monitoramento dos parâmetros principais investigados durante os ensaios, como temperatura e carga de forjamento. A seção de etapas experimentais explica a metodologia envolvida na prática e os parâmetros para os tratamentos térmicos e termomecânicos dos ensaios realizados. Posteriormente, a seção de análises foi dividida em duas etapas: Análises I – tratamentos térmicos e Análises II – Ausforming. A seção 3.6 de caracterização metalúrgica engloba as análises I e II.

Figura 59 – Estrutura do procedimento experimental.



FONTE: Autor.

3.1 Preparação

3.1.1 Material

Apenas um material foi investigado neste trabalho, o aço suíço DIN 18MnCrSiMo6–4, comercialmente denominado HSX 130HD, da empresa *Steel Tech*. A Tabela 7 apresenta a composição química do material investigado.

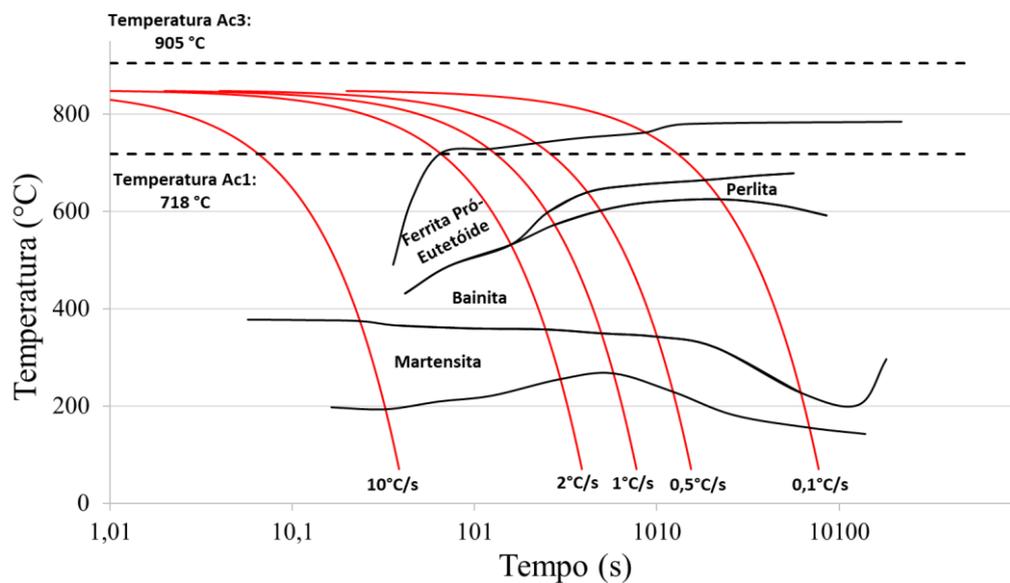
Tabela 7 – Composição química do aço DIN18MnCrSiMo6–4.

Elemento	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Ti	N	Fe
% em massa	0.18	1.19	1.42	0.015	0.063	1.17	0.10	0.27	0.005	0.004	0.01	Balanço

FONTE: Autor.

A composição química do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 e sua laminação controlada seguida por resfriamento contínuo ao ar (taxa de resfriamento de 0,5 até 2 °C/s) geram neste material uma microestrutura composta de bainita granular. A Figura 60 apresenta a curva CCT deste material.

Figura 60 – CCT do material DIN18MnCrSiMo6-4 com ilustração de algumas rotas de resfriamento contínuo.



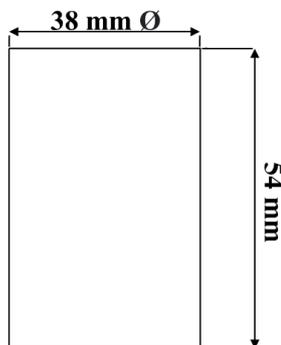
FONTE: *Swiss Tech*.

Uma caracterização detalhada da microestrutura inicial será apresentada junto dos resultados, na seção 4.1.

3.1.2 Corpos de prova

Apenas uma geometria de corpo de prova foi utilizada para realização dos tratamentos térmicos e termomecânicos neste trabalho. Como apresentado na Figura 61, os corpos de prova foram tarugos cilíndricos de 38 x 54 mm, chamados de “billets” neste trabalho. Estes billets foram obtidos pelo desbaste seguido de corte com serra-fita e faceamento de barras laminadas recebidas da *Swiss Tech*, que tinham bitola inicial de 43 mm.

Figura 61 – Billet cilíndrico utilizado para realização de todos os ensaios.



FONTE: Autor.

A definição das dimensões desta geometria está atrelada ao projeto no qual essa dissertação está inserida, de maneira que esta é utilizada industrialmente para fabricação de engrenagens helicoidais forjadas pela empresa INPEL – Transmissões mecânicas, parceira do projeto BRAGECRIM.

3.2 Instrumental

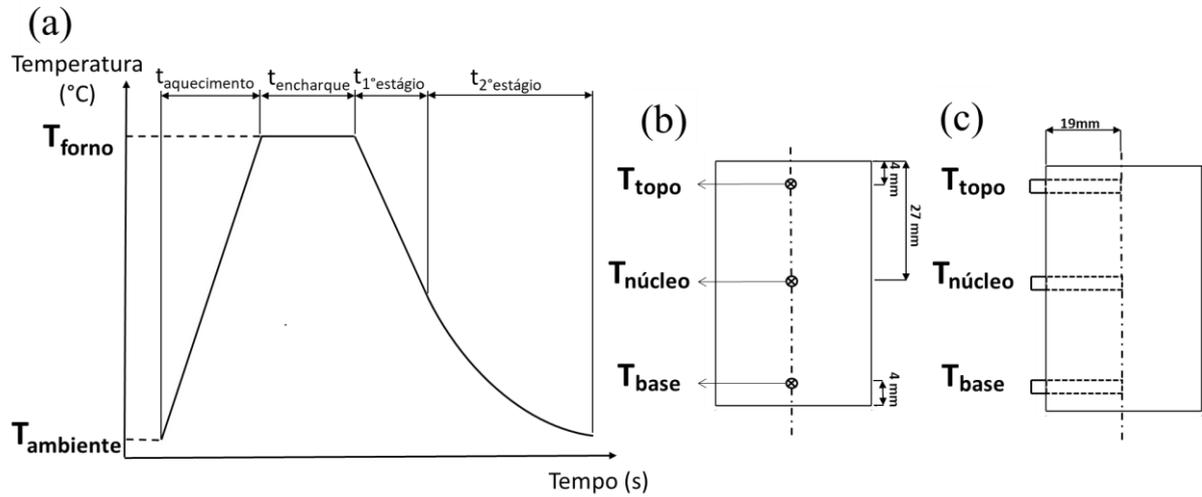
Esta seção descreve a parte instrumental dos ensaios, detalhando a utilização de termopares, células de carga e transdutores de deslocamento. Para todas as aquisições de dados, utilizou-se o sistema de aquisição LYNX® ADS 1800.

3.2.1 Curvas de aquecimento e resfriamento

Antes que fossem realizado quaisquer experimentos, foi necessário caracterizar o comportamento de aquecimento e homogeneização de temperaturas nos corpos de prova. Isso foi realizado de acordo com a metodologia de Silveira, (2019), que utilizou o mesmo material com a mesma geometria deste trabalho. A Figura 62 ilustra cada etapa do tratamento térmico e a disposição geométrica dos termopares tipo “K” utilizados para acompanhar a evolução da temperatura durante as etapas do tratamento. Os subscritos topo, núcleo e base, utilizados na Figura 62 serão utilizados para denominar as regiões nas próximas seções.

Todos os aquecimentos deste trabalho foram realizados por meio de um forno com aquecimento resistivo.

Figura 62 – (a) Etapas presentes no tratamento térmico. Seção (b) frontal e (c) lateral do corpo de prova equipado com os termopares.



FONTE: Autor.

Silveira et al., (2020) realizaram diversos ensaios para identificar a temperatura de encharque mínima para esses corpos de prova. A Tabela 8 indica os resultados obtidos por Silveira et al.

Tabela 8 – Tempos mínimos de encharque para o corpo de prova utilizado.

Corpo de prova	Austenitização	Tempo mínimo de encharque
Billet cilíndrico (38 x 54 mm)	1200 °C	9 Minutos
	1000 °C	15 Minutos

FONTE: (SILVEIRA, 2019)

Além disso, também no trabalho de Silveira et al, foram investigados o efeito do tempo de permanência no crescimento do grão austenítico. Foi concluído que a partir de 20 minutos de permanência há um crescimento do grão austenítico inicial (do material como recebido) de 24 μm para 60 μm quando austenitizado em 1200 °C enquanto que, para austenitização em 1000 °C, não foi identificado crescimento considerável. Portanto, visando investigar os efeitos do tamanho de grão na microestrutura bainítica após os tratamentos térmicos/termomecânicos, foi utilizado um tempo de permanência de 20 minutos (ver seção 3.3.1).

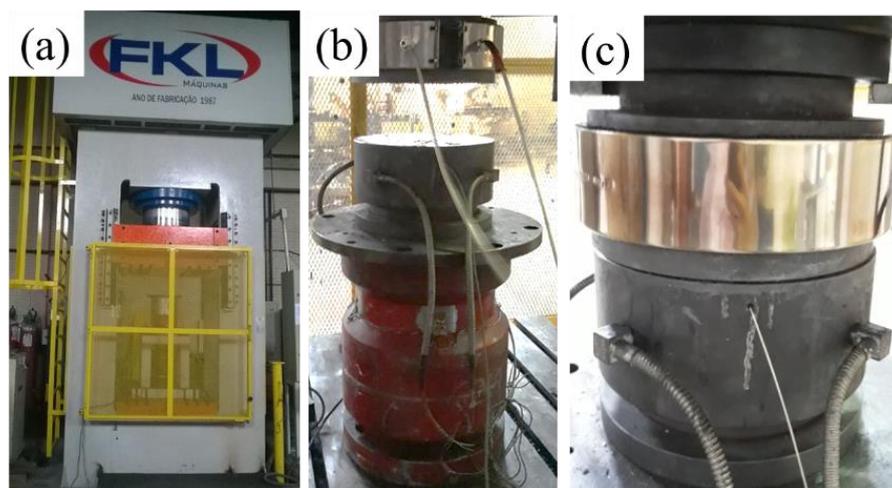
Cabe ressaltar que os tempos de encharque obtidos por Silveira et al diferem daqueles sugeridos pela regra geral que determina que, para cada polegada de espessura, o material deve permanecer em encharque de 40 até 60 minutos, como utilizado nos trabalhos de VIEIRA et al., (2019, 2021).

A reprodutibilidade dos ensaios de resfriamento também foi investigada. Cada ensaio de resfriamento foi repetido por um mínimo de três vezes.

3.2.2 Prensa e medição das cargas de forjamento

Todos os forjamentos foram realizados com auxílio das instalações do Centro de Tecnologia na Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS). Para tanto, uma prensa hidráulica “FKL” com capacidade de 780 MN foi utilizada. Esta foi equipada com uma célula de carga, LVDT (*Linear variable differential transformer*) e um colar para aquecimento das matrizes. A Figura 63 mostra imagens da prensa hidráulica, matrizes e o colar de aquecimento.

Figura 63 – (a) Vista frontal da prensa FKL, (b) Célula de carga, matrizes e colar de aquecimento e (c) detalhe das matrizes em contato com o colar de aquecimento e termopar.



FONTE: Autor.

A aquisição de dados de força e deslocamento permitiu calcular posteriormente as curvas de tensão e deformação para cada ensaio de forjamento. O colar de aquecimento foi fixado na matriz superior para elevar as temperaturas de matrizes e minimizar a troca térmica entre o billet e as matrizes. A temperatura utilizada para realização dos ensaios foi de aproximadamente 215 °C, medidas por um termopar próxima da superfície da matriz inferior

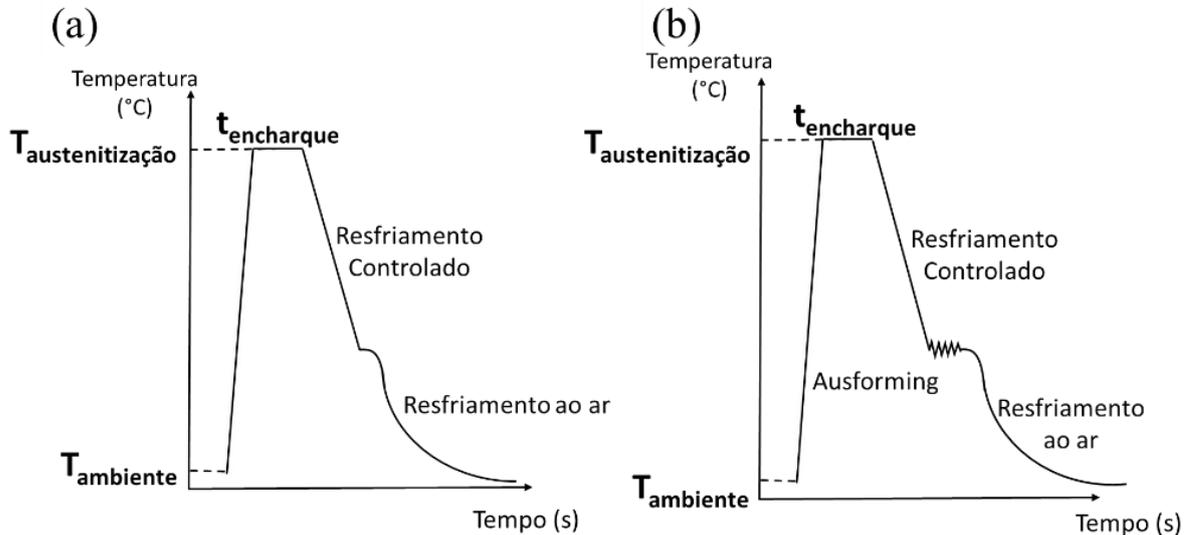
(ver Figura 63 (c)). Antes de realizar a prensagem, foi aplicado um lubrificante para forjamento a quente a base de grafite e água Bonderite® L-FG 9223.

3.3 Etapas experimentais

Este trabalho consistiu da realização de três etapas consecutivas de ensaios. Primeiramente, para atingir uma baixa temperatura para início da transformação bainítica, foi necessário investigar comportamento de resfriamento dos billets em diferentes meios de resfriamento. O objetivo foi encontrar um arrefecedor que desempenhasse uma alta taxa de resfriamento para que houvesse uma janela de tempo antes do início da transformação e assim, permitisse realizar o forjamento com maior controle e repetibilidade. Para tanto, corpos de prova instrumentados foram temperados em água e óleo. Estes ensaios serão denominados como ensaios preliminares de têmpera, somente com o objetivo de investigar a taxa de resfriamento e servirão de suporte para estruturar os ensaios principais de resfriamento contínuo de dois estágios e ausforming.

A partir das taxas de resfriamento dos ensaios preliminares, foram estruturados os ensaios principais de resfriamento contínuo de dois estágios e ausforming, que constituíram a segunda e terceira etapas experimentais, respectivamente. Estes experimentos consistiram de um resfriamento abrupto no meio de resfriamento de melhor desempenho por um tempo determinado logo após a retirada do forno. Após o resfriamento abrupto, para os dois casos de tratamento térmico ou tratamento termomecânico, o billet foi posicionado sobre uma superfície livre ou sobre a matriz aquecida (para realizar a etapa de forjamento) e continuar a etapa de resfriamento contínuo em ar. Estes ensaios de resfriamento são semelhantes a ensaios de “semi-têmpera” ou “têmpera com auto-revenimento” (*quench and self tempering*), que visam garantir um endurecimento por transformação martensítica apenas da superfície ou que a martensita formada seja auto-temperada pelas trocas internas de calor ao longo do resfriamento contínuo, respectivamente (CADONI et al., 2013; ZUO et al., 2014). Basicamente, a única diferença considerada entre os ensaios de tratamento térmico e termomecânico é que no segundo, houve a deformação dos billets, de maneira que foi considerado que os billets sujeitos ao tratamento térmico foram sujeitos a uma redução de 0%. A Figura 65 ilustra as rotas dos tratamentos térmicos e termomecânicos.

Figura 64 – Rotas dos (a) tratamentos térmicos e (b) tratamentos termomecânicos, exibindo a rampa de aquecimento, tempo de encharque e resfriamento. (T: temperatura e t: tempo).



FONTE: Autor.

3.3.1 Parâmetros dos experimentos

A escolha de parâmetros para a realização dos ensaios foi uma das partes mais importantes deste trabalho, visto que as características microestruturais são intrinsicamente definidas pela evolução das temperaturas e grau de deformação. Com isto em vista, os parâmetros foram definidos a fim de investigar a variação microestrutural para a temperatura em que houvesse maior benefício para a transformação bainítica, de maneira que fossem evitadas as transformações para ferrita poligonal e martensita. Em outras palavras, quanto mais baixa a temperatura para início da formação bainítica, maior a promoção de bainita ferrítica e austenita retida em feixes (ver seções 2.5.3 e 2.6.10), tanto para os tratamentos térmicos e termomecânicos.

A Tabela 9 apresenta os parâmetros utilizados. A escolha dos tempos de encharque foram abordadas na seção 3.2.1.

Tabela 9 – Parâmetros definidos para todos os ensaios térmicos e termomecânicos.

Tratamento	Austenitização	Encharque	Temperatura objetivada para tratamento	Deformação
Resfriamento contínuo de dois estágios	1200 °C	20 Minutos	600 °C	0 %
			450 °C	
	1000 °C	20 Minutos	600 °C	0 %
			450 °C	
Ausforming	1200 °C	20 Minutos	600 °C	10 %
			450 °C	20 %
			450 °C	40 %
	1000 °C	20 Minutos	600 °C	60 %
			600 °C	10 %
			600 °C	20 %
			40 %	
			60 %	

FONTE: Autor.

Apesar dos ensaios de resfriamento contínuo de dois estágios terem sido realizados nas temperaturas de 450 °C e 600 °C, houve somente a investigação das microestruturas resultantes do ensaio em 450 °C.

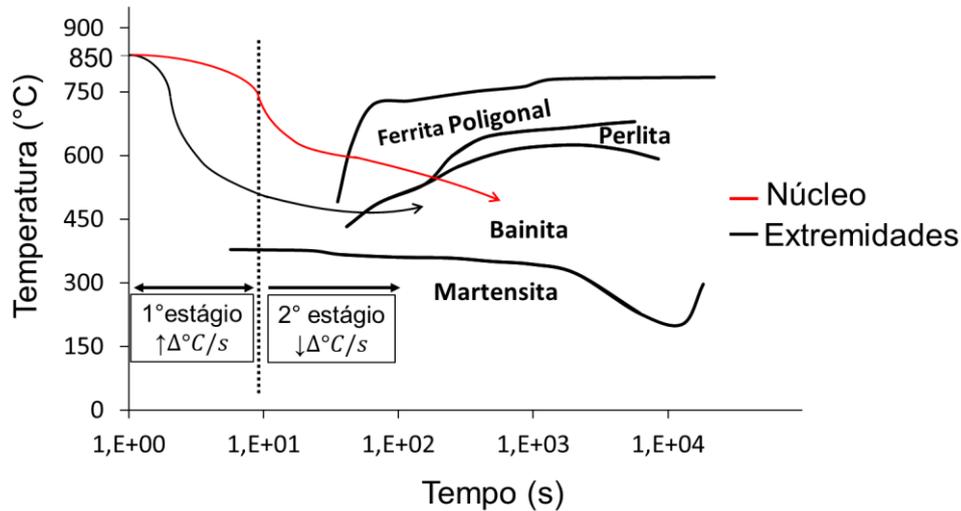
3.4 Análises I: Resfriamento contínuo de dois estágios

3.4.1 Curvas de resfriamento

Após a decisão do melhor meio para resfriamento, a análise das curvas de resfriamento foi utilizada para identificar o tempo necessário de permanência no banho líquido (1° estágio do ToTo) e a repetibilidade dos ensaios realizados. Isso foi feito plotando os dados obtidos pelo sistema de aquisição sobre a curva CCT do aço DIN 18MnCrSiMo6-4. A Figura 65 ilustra o comportamento esperado das curvas de resfriamento para as extremidades (base e topo) e núcleo dos billets plotados sobre a curva CCT. Nesta figura, a temperatura final de transformação martensítica (Mf) foi desconsiderada para facilitar a edição do gráfico. As taxas

de resfriamento foram calculadas a partir da temperatura de austenitização e a temperatura no instante em questão.

Figura 65 – Curvas de resfriamento esperadas plotadas sobre a curva CCT do aço utilizado.



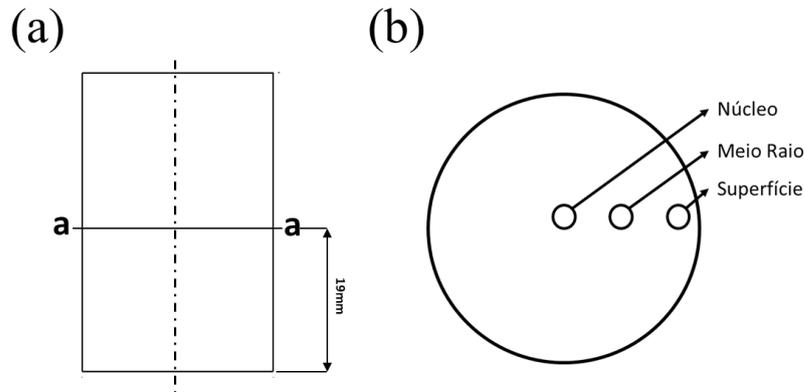
FONTE: Autor.

É importante salientar que a plotagem dos dados de uma curva de dois estágios num gráfico CCT não é inteiramente apropriada, visto que os gráficos CCT são normalmente construídos por meio de ensaios de dilatométrica com resfriamento contínuo e taxas de resfriamento constantes. Portanto, como os ensaios realizados apresentam uma variação brusca de taxa de resfriamento, deve haver uma variação no “cotovelo” de transformação de fases. Porém, de acordo com Ericsson (1991), altas taxas de resfriamento devem apenas atrasar a cinética de transformações da austenita para as fases produtos, ou seja, as curvas de início da transformação são deslocadas para a direita. Para os tratamentos realizados neste trabalho, este efeito é benéfico visto que o atraso na cinética de transformações incrementa o período em que a austenita permanece metaestável.

3.4.2 Regiões de análise

O primeiro passo para programar as análises de caracterização metalúrgica foi definir as regiões de interesse no corpo de prova. A partir dessa definição, foram realizados os ensaios de microscopia óptica, de varredura, dureza e difração de raios-X. A Figura 66 ilustra as regiões selecionadas.

Figura 66 – (a) Indica a seção a–a, onde o corpo de prova foi cortado. (b) Indica as regiões da selecionadas da seção a–a.



FONTE: Autor.

3.5 Análises II: Ausforming

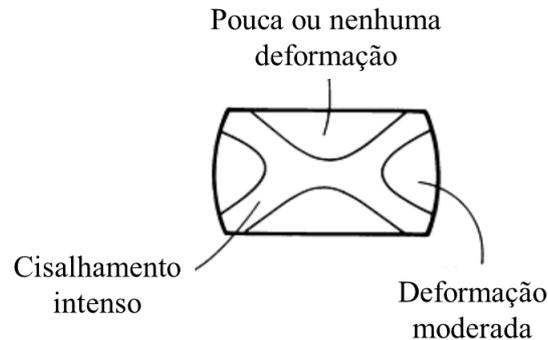
3.5.1 Curvas de tensão *versus* deformação

No geral, curvas de tensão e deformação em ensaios de conformação fornecem uma gama de informações vitais quanto o processo de fabricação. Dentre estas informações, alguns exemplos são: taxa de encruamento, indícios de mecanismos de amaciamento e a carga necessária para concluir o forjamento, entre outros. Neste trabalho, a análise do comportamento plástico das amostras ausformadas é fundamental para compreender se de fato a deformação está sendo aplicada na zona da austenita metaestável e se houve a atuação de algum mecanismo de amaciamento. Para tanto, as curvas de ausforming foram elaboradas a partir dos dados disponíveis pelo LVDT e célula de carga e então comparadas com ensaios realizados no âmbito do projeto BRAGECRIM, onde o material DIN 18MnCrSiMo6-4 foi sujeito a diferentes condições de forjamento. As condições comparadas foram as seguintes: (i) forjamento a quente convencional e (ii) forjamentos a morno dentro do campo bainítico.

3.5.2 Regiões de análise

O forjamento aberto em matriz plana gera campos heterogêneos de deformação no billet, principalmente por causa do alto atrito nas regiões de contato matriz/corpo de prova, que afeta o fluxo de massa durante o forjamento. A Figura 67 ilustra este efeito, apontando qualitativamente o efeito da deformação nas diferentes regiões de um billet cilíndrico.

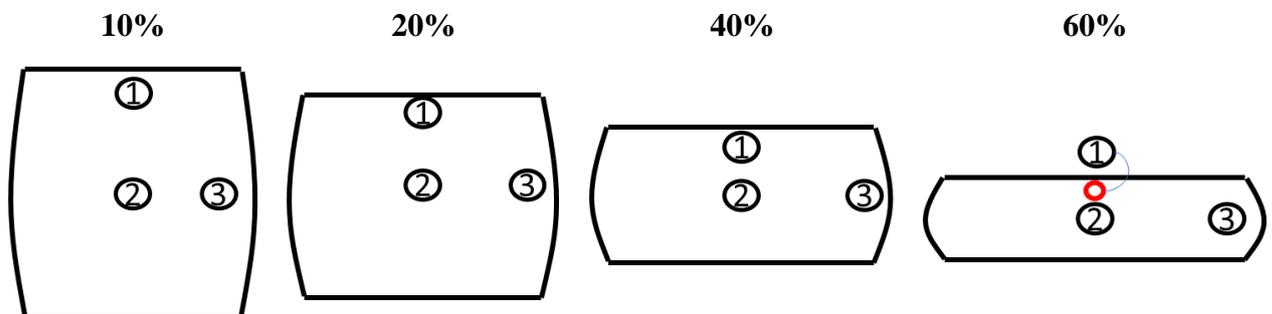
Figura 67 – Ilustração da influência da deformação nas regiões de um billet forjado com matrizes planas.



FONTE: (DIETER, 2004)

Como a transformação bainítica é consideravelmente afetada pelo grau de deformação, as regiões de interesse foram selecionadas visando investigar o efeito progressivo da deformação na transformação resultante. A Figura 68 mostra as regiões selecionadas para cada grau de redução aplicado.

Figura 68 – Regiões de análise (1, 2 e 3) investigadas nos billets ausformados.



FONTE: Autor.

Considerando as análises das difrações de raios-X nos corpos de prova oriundos do tratamento termomecânico, as investigações se limitaram a região “2”, exibida na Figura 68. Isto será abordando em maior detalhe na seção 3.6.4.

3.6 Caracterização metalúrgica

3.6.1 Microscopia óptica e de varredura;

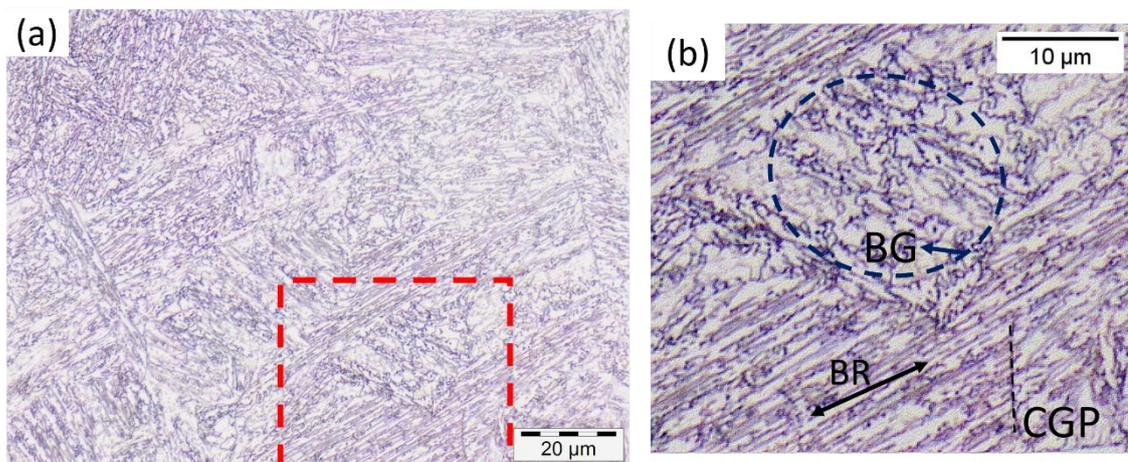
Após o corte, os corpos de prova foram preparados para análise metalográfica. Tal processo consistiu do lixamento sistemático utilizando lixas com granulometria progressiva

(100 a 1200) seguido do polimento com pasta de diamante de 1 micra. Finalmente, foi realizado o ataque químico por 10 segundos com Nital 2% ou por esfregação por 6 minutos numa solução de ácido pícrico (42mL agente tensoativo, 58mL de água destilada e 2.5g de ácido pícrico). A solução com Nital foi utilizado para caracterização da microestrutura bainítica por MO e MEV, enquanto a solução com ácido pícrico para visualização do contorno de grão prévio da austenita de amostras temperadas. O tamanho de grão prévio da austenita foi medido pelo método do intercepto circular, de acordo com a norma ASTM (2010), utilizando o software Omnimet 9.8, Buehler.

3.6.2 Análise metalográfica

Para análise sistemática das microestruturas investigadas neste trabalho, um sistema de indicações foi criado para análise qualitativa da microestrutura bainítica. Esse sistema consiste de símbolos como setas, linhas pontilhadas e elipses superpostos nas imagens metalográficas para indicar regiões ou constituintes isolados da microestrutura. Os símbolos visam diferenciar três tipos principais de arranjo microestrutural: (i) regiões com direção de crescimento não identificável ou equiaxiais, que são identificadas por elipses, (ii) constituintes com direção de crescimento claro, que são identificadas por setas paralelas a direção observada e (iii) contornos de grão prévios, que são identificados por linhas pontilhadas superpostas ao contorno. Essa metodologia é ilustrada na Figura 69.

Figura 69 – (a) Microestrutura para exemplificação do sistema adotado. (b) Indica a região selecionada com um retângulo vermelho de (a) em maior detalhe. (BG – Bainita Granular, BR – bainita em ripas e CGP – Contorno de grão prévio).



FONTE: Autor.

Como pode ser visto na Figura 69 (que é aqui utilizada apenas como um exemplo, sem contexto do processo de fabricação), a simbologia utilizada visa facilitar a interpretação metalográfica e pode, em alguns casos, ser relacionada com os mecanismos de transformação de fase. Como, por exemplo, a direção de crescimento da bainita em ripas, que é indicada por setas paralelas à esta direção e os contornos de grão prévios, superpostos com linhas pontilhadas.

3.6.3 Dureza

A dureza Vickers com 1kgf foi utilizada nas em cada região investigada com o microdurômetro INSIZE ISH-TDV1000. Para cada região, foram feitas no mínimo 3 indentações. Para facilitar a comparação dos dados, as micrografias apresentadas serão acompanhadas da dureza média obtida para a região em questão.

3.6.4 Difração de raios-X

A técnica de difração de raios-X foi utilizada para avaliação quantitativa da proporção de fases, enriquecimento de carbono da austenita e verificação da densidade de discordâncias. Neste trabalho, além da deformação ter provocado uma alta heterogeneidade microestrutural, os corpos de prova também foram sujeitos a taxas de resfriamento dinâmicas, contribuindo para a obtenção de variações microestruturais na macro-escala. Por este motivo, as análises de difração de raios-X para as amostras tratadas termomecânicamente foram realizadas apenas para a região “2” de alta deformação (ver seções 3.4.2 e 3.5.2), já que os resultados da difração de raios-X são sensíveis a pequenas variações microestruturais locais que devem ter ocorrido nas regiões externas dos corpos de prova. Todos os ensaios foram realizados no departamento de análise física (*Physikalisches Analytik*) no *Leibniz Institut für Werkstofforientierte Technologien – IWT* com o equipamento Seifert MZ VI E, *GE Inspection technologies* operado com 33kV e 40 mA e fonte de radiação de Cr (comprimento de onda de $\lambda = 2,29 \text{ \AA}$). Foi utilizado um detector de linha na faixa de $60^\circ < 2\theta < 164^\circ$, englobando os picos {111}, {200} e {220} da austenita e {110}, {200} e {211} da ferrita. Além disso, utilizou-se um colimador com 2mm de diâmetro, passo de medição de 13° , tempo de passo de 500 segundos, o que totalizou um tempo total de medição de 1,3 h. Para inibir a influência da preparação mecânica das amostras, camadas de 100 μm foram removidas por remoção eletrolítica utilizando uma solução de 20% H_3PO_4 e 80% H_2SO_4 antes dos ensaios de difração. Os padrões de difração obtidos foram subsequentemente refinados utilizando o método de abordagem de parâmetros fundamentais

(do inglês *fundamental parameter approach*) pelo refinamento de Rietveld no software Topas 4.2 (Bruker-AXS, Karlsruhe, Alemanha), para obtenção das propriedades citadas anteriormente. Adicionalmente, a contribuição instrumental no alargamento de picos foi removida pela medição anterior do pó de calibração livre de tensão residual NIST LaB6. Todos os padrões de difração e refinamentos utilizados neste trabalho são mostrados no Anexo C – Difractogramas.

3.6.4.1 Proporção de fases

Apesar do material estudado apresentar ilhas de martensita dentro dos constituintes MA e, possivelmente, cementita, estas fases não apresentaram intensidade o suficiente para serem detectáveis nos padrões de difração. Portanto, apenas foram consideradas as fases ferrita e austenita. Outra ressalva é que em algumas amostras deste trabalho, não houve formação considerável de ferrita poligonal e, nestes casos, a proporção de ferrita foi considerada inteiramente de ferrita bainítica.

3.6.4.2 Conteúdo de carbono na austenita retida

A formação de bainita e ferrita poligonal envolve o particionamento do carbono da ferrita bainítica/ferrita poligonal para a austenita da vizinhança. A difração de raios-X permite a investigação do conteúdo dissolvido de carbono (w_c) em função do parâmetro de rede da austenita medido via DRX (a_γ) e o parâmetro de rede da austenita considerando as contribuições da composição química nominal do aço (a_{γ_0}) de acordo com a equação (7):

$$w_c = \frac{a_\gamma - a_{\gamma_0}}{0,330} \quad (7)$$

Que é apenas uma derivação da equação (8) de Dyson DJ; Holmes B, (1970), que permite obter o valor de a_{γ_0} em Å a partir da composição química nominal:

$$\begin{aligned} a_\gamma = & 3,5780 + 0,0330w_c + 0,00095w_{Mn} - 0,0002w_{Ni} + 0,0006w_{Cr} \quad (8) \\ & + 0,0220w_N + 0,0056w_{Al} - 0,0004w_{Co} + 0,0015w_{Cu} \\ & + 0,0031w_{Mo} + 0,0051w_{Nb} + 0,0039w_{Ti} + 0,0018w_V \\ & + 0,0018w_W \end{aligned}$$

Onde w_i representa o valor em massa para cada i elementos químicos em porcentagem.

3.6.4.3 Densidade de discordâncias

Transformações displacivas normalmente introduzem florestas de discordâncias intrinsecamente à sua transformação, portanto, é interessante avaliar o grau de variação das densidades de discordâncias atribuídas a cada condição de tratamento térmico e termomecânico. Neste trabalho, utilizou-se a equação de Scherrer (CULLITY; STOCK, 2014) para determinar o tamanho médio do cristalito para cada região investigada de acordo com a equação referida:

$$D = \frac{k\lambda}{\beta \cos \theta} \quad (9)$$

Para D correspondente ao tamanho de cristalito, k a constante referente ao formato cristalino, λ ao comprimento de onda da fonte utilizada, β a largura a meia altura de cada pico investigado e θ a posição do pico. A partir do valor resultante da equação (9), utilizou-se a relação de Williamson-Smallman (WILLIAMSON; SMALLMAN, 1956) para estimar a densidade de discordâncias (ρ):

$$\rho = 1/D^2 \quad (10)$$

Em vista das incertezas relacionadas aos métodos de medição por raios-X e também dos métodos de cálculo das densidades de discordâncias, não é recomendável que os valores oriundos da equação (10) sejam comparados com os valores da literatura. Por este motivo, os valores resultantes da equação (10) foram omitidos por meio de uma normalização de valores realizada em função dos valores obtidos para condições específicas de tratamento do material. A equação (11) descreve como esta normalização de valores foi realizada:

$$\rho_{normalizado} = \frac{\rho}{\rho_{cond.especifica}} \quad (11)$$

De maneira que o ρ corresponde ao valor de densidade de discordâncias obtido da equação (10) e o $\rho_{cond.especifica}$ corresponde a um valor de densidade de discordâncias obtido da equação (10) para uma condição específica de tratamento. Foram utilizados dois valores específicos de densidades de discordância para esta normalização, em função do difratômetro utilizado: (i) do material como recebido e (ii) do ausforming realizado em 450 °C com redução

de 10%. Essa diferença de valores atribuídos para o $\rho_{cond.específica}$ no cálculo da equação (11) foi realizada porque os dados de entrada das equações (9) e (10) não foram originados do refinamento de Rietveld, porém dos perfis de difração não refinados. Isto significa que a contribuição instrumental para o alargamento dos picos não foi considerada no cálculo de densidade de discordâncias, o que torna a comparação dos resultados obtidos de difratômetros diferentes inviável. A Tabela 10 indica os grupos de ensaios que utilizaram o mesmo difratômetro e o $\rho_{cond.específica}$ atribuído a cada grupo de ensaios.

Tabela 10 – Grupos de ensaios e $\rho_{cond.específica}$ de acordo com o difratômetro utilizado.

Difratômetro	Grupo de ensaios	$\rho_{cond.específica}$ utilizado
1	Material como recebido, tratamentos térmicos de dois estágios e ausformings com austenitização em 600 °C	Material como recebido
2	Todos os ausformings realizados em 450 °C	Ausforming realizado em 450 °C com redução aplicada de 10 %

FONTE: Autor.

A normalização de valores permite que os valores de densidade de discordâncias sejam omitidos sem prejudicar a análise das tendências encontradas, com objetivo de evitar possíveis desdobramentos de comparações inadequadas. Este trabalho visa apenas investigar as tendências encontradas dentro de um escopo delimitado, com o objetivo de observar os efeitos dos tratamentos realizados no comportamento das densidades de discordâncias, como, por exemplo, para os valores obtidos dos ausformings com diferentes reduções.

4. Resultados e discussão

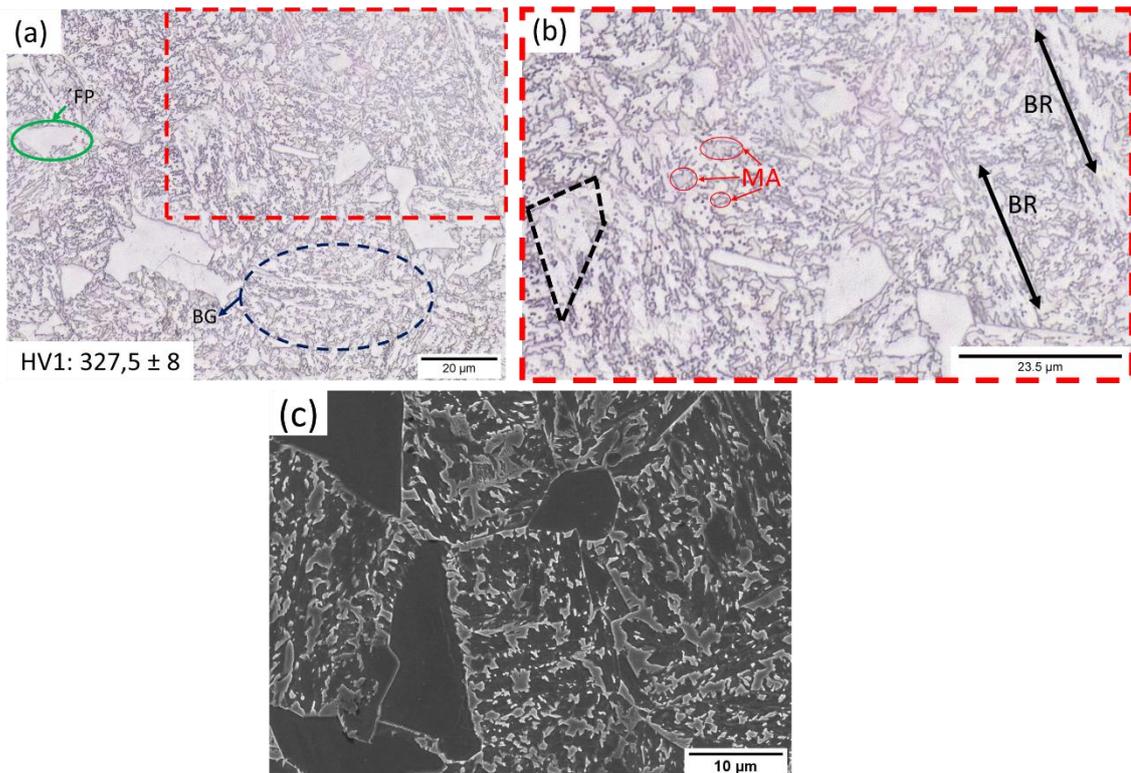
Esta seção apresentará os resultados visando traçar uma trajetória da evolução microestrutural para cada condição de processamento de acordo com a seguinte sequência: (i) caracterização do material como recebido (ii) ensaios e caracterização do material tratado termicamente e (iii) ensaios e caracterização do material ausformado.

4.1 Material como recebido

4.1.1 Caracterização microestrutural: material como recebido

A Figura 70 apresenta a microestrutura e dureza obtidas para o material na condição como recebido. Como apresentado na seção 3.1.1, este material foi resfriado continuamente ao ar, com taxa de resfriamento na faixa de $0,5 - 2 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

Figura 70 – (a) Microestrutura e dureza do material 18MnCrSiMo6–4 como recebido (b) região destacada em (a) em maior detalhe (c) MEV. (FP: Ferrita Poligonal, BG: Bainita granular, MA: constituinte martensita-austenita e BR: Bainita em Ripas).



FONTE: Autor.

Como é visível nas Figura 70 (a) e (b), o ataque com Nital revela uma microestrutura com coloração aparente de escala de cinza. As regiões de coloração mais escura são aquelas

que apresentam maior resistência ao ataque e as mais claras, menos resistência. Esta resistência está diretamente ligada com o teor de carbono do constituinte, de maneira que quando o teor é maior, há maior resistência ao ataque químico e o constituinte apresenta uma coloração mais escura (ANGELI et al., 2006). Desta maneira, as regiões claras com aparente homogeneidade são regiões de ferrita poligonal, sem conteúdo de carbono considerável. O restante da microestrutura é composto de bainita e, devido à complexidade do mecanismo de transformação, a identificação da microestrutura é dificultada. Em sua maior parte, a microestrutura apresenta regiões com ilhas quasi-equiaxiais com coloração distinta clara e escura. As regiões claras compõem a parte ferrítica da bainita (ferrita bainítica), enquanto as escuras, a região de austenita retida e/ou martensita (MA). Quando se utiliza a técnica do MEV, ocorre uma inversão do papel da coloração dos microconstituintes. Em vista da susceptibilidade ao ataque corrosivo, no MEV, a figura resultante apresenta um mapa topográfico da microestrutura, de maneira que as regiões mais escuras estão numa “altitude” menor, enquanto as mais claras, maior. Ou seja, as regiões mais escuras caracterizam a parcela ferrítica (ferrita poligonal e ferrita bainítica neste caso) da microestrutura enquanto as regiões claras, a parcela martensítica e austenítica. Esse efeito é visível na Figura 70 (c).

Como abordado na seção 2.5.5.4, esta microestrutura com caráter entrelaçado é chamada de bainita granular e não apresenta uma direção de crescimento clara devida a possível atuação conjunta de mecanismos de crescimento displacivos e reconstitutivos. Há ainda uma porção menor da microestrutura composta de bainita em ripas, como apontado na Figura 70 (b). Aqui, a BR apresenta ainda um caráter de direcionalidade visível. Finalmente, há ainda uma região que apresenta um comportamento diferente em vista do ataque com Nital, uma dessas regiões é envolta por linhas pontilhadas na Figura 70 (b). Nesta região, uma morfologia semelhante a bainita granular é visível, porém, as regiões de MA apresentam menor suscetibilidade ao ataque químico. Reisinger et al., (2017) investigou um aço que apresentava as regiões com a mesma característica e, segundo estes pesquisadores, estas regiões também são compostas de bainita granular, porém com uma direção favorável de crescimento {100}.

4.1.2 Tamanho de grão austenítico prévio

A Tabela 11 mostra os resultados obtidos dos ensaios de têmpera utilizados para investigação do tamanho de grão austenítico prévio para o aço aqui investigado. Esses resultados são oriundos do trabalho de Silveira (2019).

Tabela 11 – TGAP para correspondente temperatura de austenitização e tempo de permanência.

Temperatura de austenitização (°C)	Tempo de permanência (minutos)	TGAP (µm)
905	0	23,5 ± 3
1000	20	24 ± 2
1200	20	63 ± 12

FONTE: (SILVEIRA, 2019)

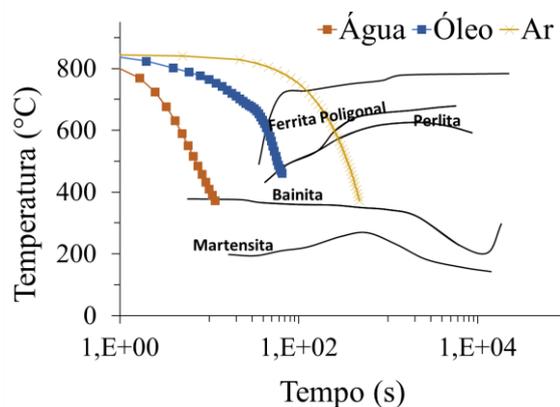
O tempo de permanência de 0 minutos corresponde ao tempo mínimo em que ocorreu a homogeneização da temperatura no billet. O valor obtido de 23,5 µm será tratado como o TGAP do material no estado como recebido. Após o tempo de permanência de 20 minutos, o efeito da temperatura é claramente visível no crescimento de grãos, de maneira que em 1000 °C não houve efeito pronunciado, porém, em 1200 °C o valor do TGAP triplicou, indicando efeito pronunciado da temperatura de austenitização. Silveira (2020), atribuiu o crescimento dos GAP devido a solubilização parcial ou total em alta temperatura de precipitados como TiC e AlN, evitando que estes precipitados atuem como barreira no crescimento de grãos.

4.2 Tratamento térmico: resfriamento contínuo de dois estágios

4.2.1 Curvas de resfriamento

A Figura 71 mostra os ensaios de têmperas preliminares em água e óleo, visando obter os tempos de banho necessário para realizar os tratamentos, como foi discutido na seção 3.3.

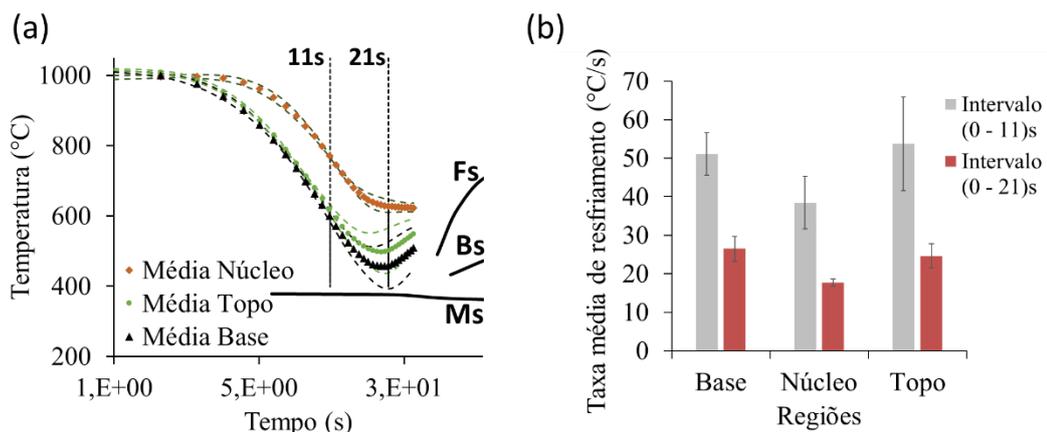
Figura 71 – Curvas de resfriamento em água, óleo e ar.



FONTE: Autor.

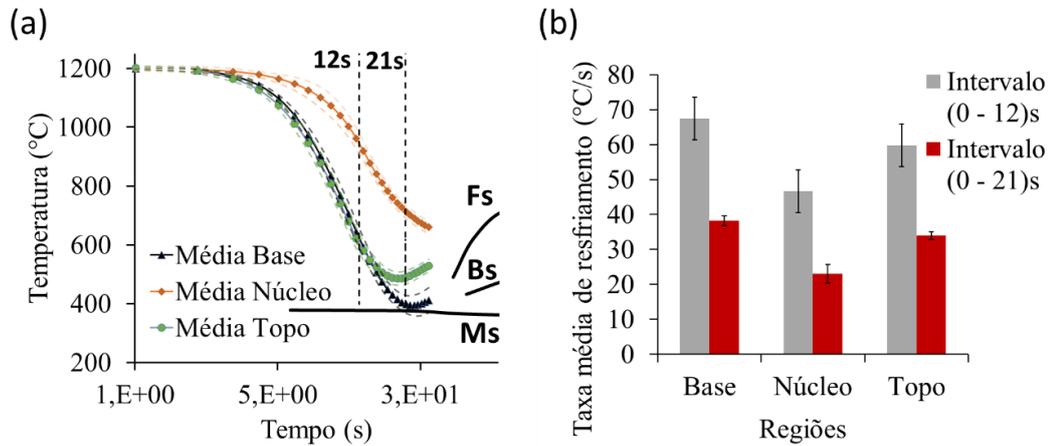
A partir dos dados dos ensaios preliminares em têmpera, exibidos na Figura 71, somente água atingiu os requisitos necessários para realizar o tratamento, visto que o óleo não permitiu evitar o cotovelo de formação da ferrita poligonal. Portanto, água foi escolhida como meio de resfriamento para os tratamentos térmicos. A partir dos dados obtidos pelos ensaios de têmpera preliminar, foi possível estimar os tempos necessários de banho líquido para o primeiro estágio do tratamento térmico. A Figura 72 (a) e a Figura 73 (a) mostram as médias das curvas de resfriamento obtidas a partir dos tempos resultantes dos ensaios preliminares. Para a temperatura de austenitização de 1200 °C, foram necessários 12 segundos de banho, enquanto para 1000 °C, 11 segundos. Nestes diagramas, dois instantes foram utilizados como referências para o cálculo das taxas de resfriamento obtidas: (i) o instante de retirada do banho líquido, correspondente a 11 e 12 segundos e (ii) o instante em que ocorre a inversão de temperaturas correspondente a 21 segundos. Estes instantes foram plotados como linhas verticais auxiliares nas Figura 72 (a) e Figura 73 (a). A Figura 72 (b) e a Figura 73 (b) mostram as taxas de resfriamento e desvio padrão calculados para os instantes de 11s, 12s e 21s, mencionados anteriormente. Novamente, as taxas de resfriamento apresentadas foram calculadas a partir do intervalo entre a temperatura de austenitização e a temperatura no instante de referência em questão. A inversão de temperaturas observada será discutida no próximo parágrafo.

Figura 72 – (a) Médias e desvio padrão das curvas do resfriamento contínuo de dois estágios com austenitização em 1000 °C. (b) Taxas de resfriamento obtidas para os respectivos instantes de retirada do banho líquido (11s) e inversão de temperaturas (21s).



FONTE: Autor.

Figura 73 – (a) Médias e desvios padrão das curvas do resfriamento contínuo de dois estágios com austenitização em 1200 °C. (b) Taxas de resfriamento obtidas para os respectivos instantes de retirada do banho líquido (12s) e inversão de temperaturas (21s).



FONTE: Autor.

Como é visível nas Figura 72 e Figura 73, a utilização de água como meio de resfriamento permitiu evitar o cotovelo de formação de ferrita para as regiões externas do billet. Com a subsequente transição para o ar, foi também possível evitar a formação da martensita. Interessantemente, imediatamente após a retirada do meio líquido, inicia-se um processo de inversão nas temperaturas exteriores do billet, de maneira que os gradientes de temperatura entre o núcleo e as regiões externas propiciam um aumento da temperatura nas regiões externas. Esse efeito pode ser claramente visto na tendência das taxas de resfriamento, para os dois casos. Ao fim do primeiro estágio, como esperado, as taxas de resfriamento são altas, com maior dispersão nos valores obtidos. Porém, com a continuação do resfriamento ao ar, as taxas de resfriamento tendem a um valor médio, de aproximadamente 20 °C/s e 30 °C/s para as temperaturas de austenitização de 1000 e 1200 °C, respectivamente. Porém, dois pontos devem ser ressaltados em relação as taxas de resfriamentos obtidas neste trabalho:

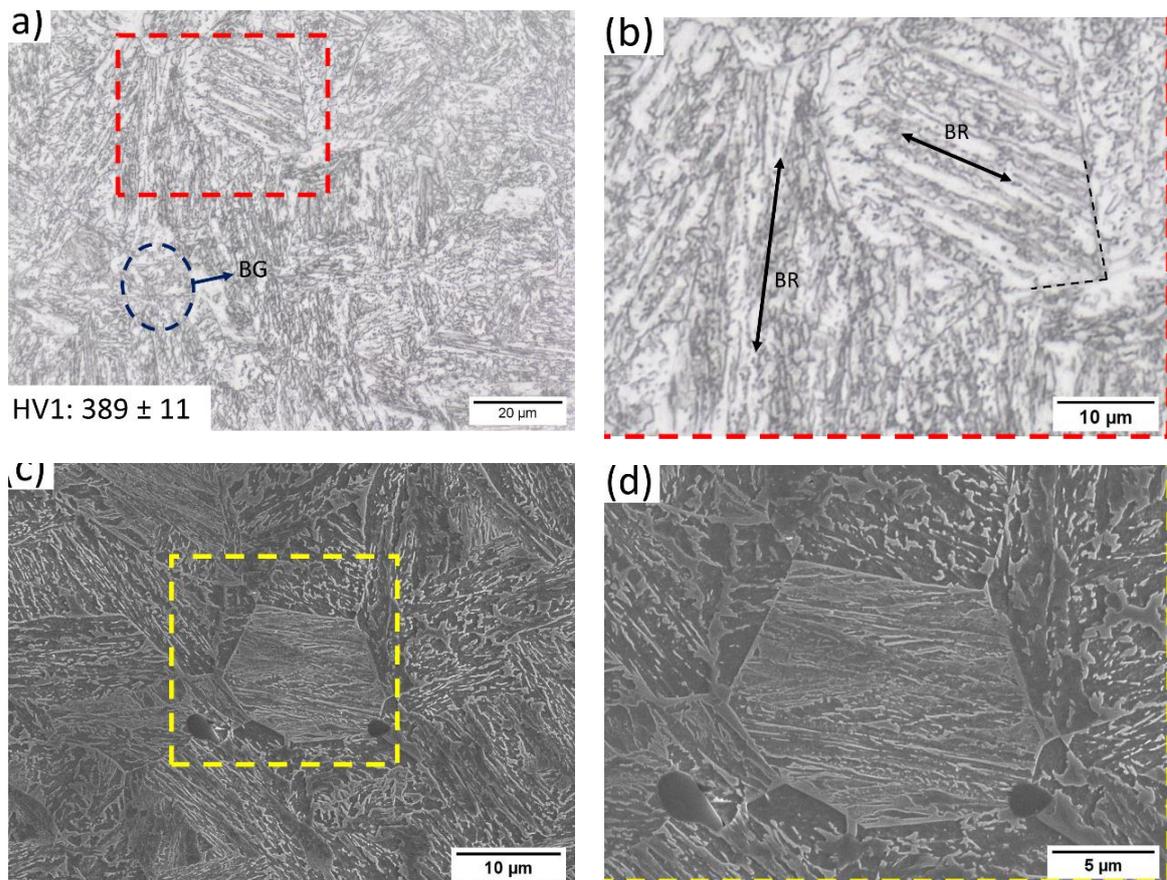
- As taxas de resfriamento aqui obtidas são inferiores às aquelas encontradas na literatura (DHUA; MUKERJEE; SARMA, 2003). Isso pode estar ligado a agitação do banho líquido ter sido inadequada evitando que a camada de ar formada entre a água e o billet fosse quebrada (Totten et al., 1993). Isso pode ser notado comparando os resultados aqui obtidos com os de Carvalho (2004) e que obteve valores semelhantes ≈ 70 °C/s de têmpera em água quando o resfriamento foi realizado sem agitação e de ≈ 140 °C/s quando o meio foi severamente agitado.

- Nas regiões limítrofes do billet, a transformação martensítica ocorrerá inevitavelmente, visto que as taxas de resfriamento devem ser muito mais altas que aquelas mensuradas pelos termopares. Contudo, espera-se que a intensa troca térmica entre o núcleo e as extremidades resulte num possível revenimento desta “casca martensítica”, como nos tratamentos térmicos de têmpera e auto-revenimento (CADONI et al., 2013).

4.2.2 Caracterização microestrutural: Resfriamento contínuo de dois estágios

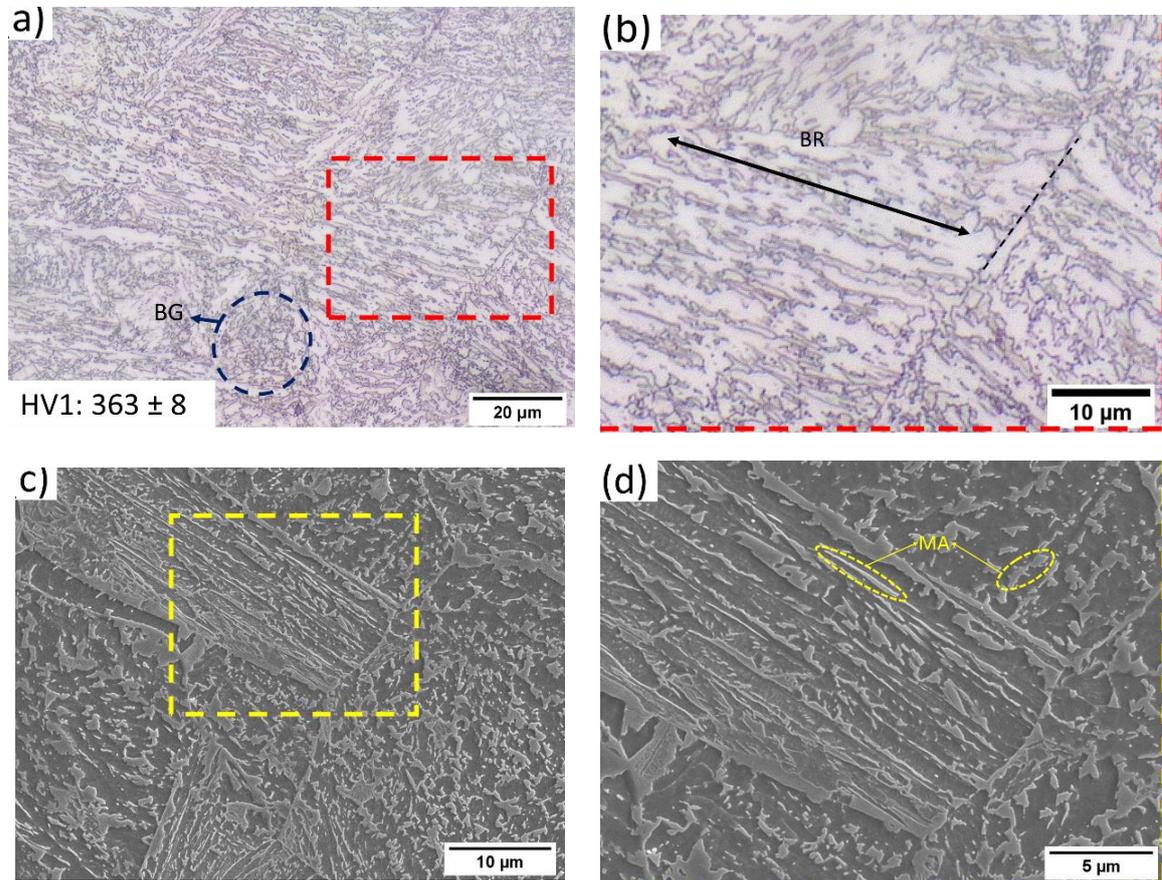
A Figura 74 e Figura 75 exibem as microestruturas resultantes para a região do meio raio do resfriamento contínuo de dois estágios com austenitização de 1000 °C e 1200 °C, respectivamente.

Figura 74 – Microestrutura do meio raio do material tratado via resfriamento contínuo de dois estágios com austenitização de 1000 °C. Visualizado por: (a) e (b) microscopia óptica e (c) e (d) microscopia de varredura. As figuras (b) e (c) mostram em maior magnificação das regiões selecionadas de (a) e (b). (a) também exibe a dureza obtida para a região.



FONTE: Autor.

Figura 75 – Microestrutura do meio raio do material tratado via resfriamento contínuo de dois estágios com austenitização de 1200 °C. Visualizado por: (a), (b) microscopia óptica e (c) e (d) microscopia de varredura. As figuras (b) e (c) mostram em maior magnificação das regiões selecionadas de (a) e (b). (a) também exibe a dureza obtida para a região.



FONTE: Autor.

Comparando as microestruturas obtidas para o material em estado recebido (Figura 70) e tratado termicamente pelo tratamento proposto (Figura 74 e Figura 75), algumas características são evidentes. Primeiramente, nota-se que não houve formação de ferrita poligonal. Além disso, formou-se uma parcela maior de bainita em ripas, o que pode ser notado analisando a morfologia dos constituintes secundários, que adquiriram um formato mais esbelto complacente com a direção de crescimento dos feixes bainíticos, o que é esperado (ver seção 2.5.4). Por fim, nota-se o aumento da dureza do material tratado termicamente, com um aumento de ≈ 60 HV1 e ≈ 35 HV1 para o material austenitizado em 1000 °C e 1200 °C, respectivamente.

As mudanças microestruturais citadas anteriormente estão todas ligadas a variação do contexto termodinâmico da transformação bainítica. O cotovelo de formação da ferrita poligonal foi totalmente evadido durante o resfriamento, até para as regiões do núcleo, evidenciando a diminuição na capacidade de difusão na faixa de temperaturas em que ocorreu a transformação, o que impossibilitou a ocorrência de transformações reconstrutivas. Em oposição, houve o aumento da força motriz disponível para a transformação, o que é evidenciado na formação de maiores conteúdos de bainita em ripas. Adicionalmente, em vista da diminuição da faixa de temperatura para transformação, a maior resistência da austenita ocasionou num refinamento dos constituintes primários e secundários, o que pode ser visto tomando em conta o aumento na dureza e o incremento de interfaces na microestrutura. Espera-se que, com o refinamento das ripas bainíticas, haja um aumento na densidade de discordâncias presente na microestrutura, isso será abordado na seção 4.2.4.2.

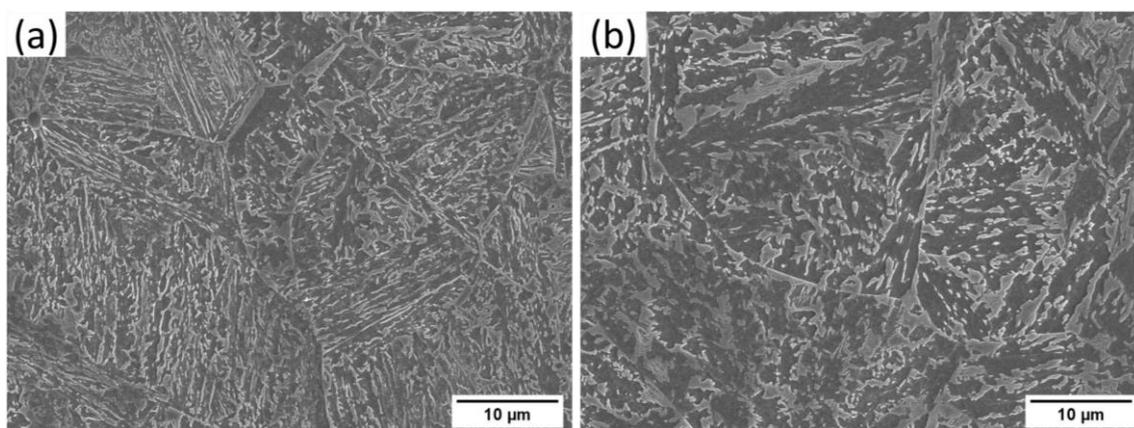
Considerando as microestruturas originadas dos tratamentos térmicos há uma maior semelhança na morfologia obtida, visto que as condições para transformação foram similares. Porém, mesmo com um contexto de transformação semelhante, houve uma diferença considerável no tamanho dos grãos austeníticos prévios (ver Tabela 11), o que causou duas diferenças microestruturais: (i) maior refino dos feixes bainíticos para o material com grão austenítico prévio menor e (ii) um possível e pontual efeito de seleção de variante. O refinamento microestrutural associado a um grão austenítico prévio menor está diretamente conectado com o endurecimento via efeito Hall-Petch. Brofman; Ansell, (1983) argumentam que o conseqüente aumento do perímetro de contorno de grão por volume causa um endurecimento local das regiões próximas dos contornos de grão. Ou seja, quando o grão é suficientemente pequeno, há um endurecimento de todo o volume do grão (que é o mesmo motivo da causa de queda da temperatura M_s). Por conseqüência deste aumento da resistência da austenita, há um refinamento dos feixes bainíticos, o que é visto no ligeiro aumento de dureza para o material austenitizado em 1000 °C. O tamanho de grão pequeno também resultou num eventual efeito de seleção de variante para as duas temperaturas de austenitização utilizadas, porém, em maior escala para o material austenitizado em 1000 °C. Esse efeito pode ser observado nos dois grãos destacados nas Figura 74 (d) e Figura 75 (d). Zhao; Wynne; Palmiere, (2017) relacionaram a seleção de variante em grãos pequenos com o campo disponível para particionamento de carbono durante o crescimento dos feixes bainíticos. Após a nucleação no contorno de grão mais adequado, os feixes bainíticos penetram o interior do grão e, ao mesmo

tempo, o carbono se particiona do feixe para a região da vizinhança. Como o carbono contribui para a estabilização da austenita, o particionamento evita que novos feixes de bainita nucleiem nas regiões afetadas. Porém, só é possível confirmar se houve o efeito de seleção de variante com a utilização de técnicas avançadas, como o EBSD. Portanto, este efeito foi atentado apenas no âmbito de discussão, não sendo feita nenhuma conclusão.

Caballero et al., (2012) Zhao; Wynne; Palmiere, (2017) observaram que o aumento dos grãos austenítico prévios também provoca a obtenção de microestruturas mais intrincadas. Esse também aparenta ser o caso nos tratamentos térmicos realizados neste trabalho. Porém, com as ferramentas utilizadas, não é possível identificar quantitativamente a fração de bainita granular ou bainita em ripas para as amostras resultantes do resfriamento contínuo de dois estágios.

Nas regiões localizadas próximo à superfície do billet, esperava-se que as altas taxas de resfriamento resultariam nos feixes de bainita mais refinados. Porém, este não foi o caso para nenhuma das condições investigadas. A Figura 76 mostra as regiões próximas a superfície para as duas condições de austenitização.

Figura 76 – Regiões próximas a superfície para temperatura de austenitização de: (a) 1000 °C e (b) 1200 °C.



FONTE: Autor.

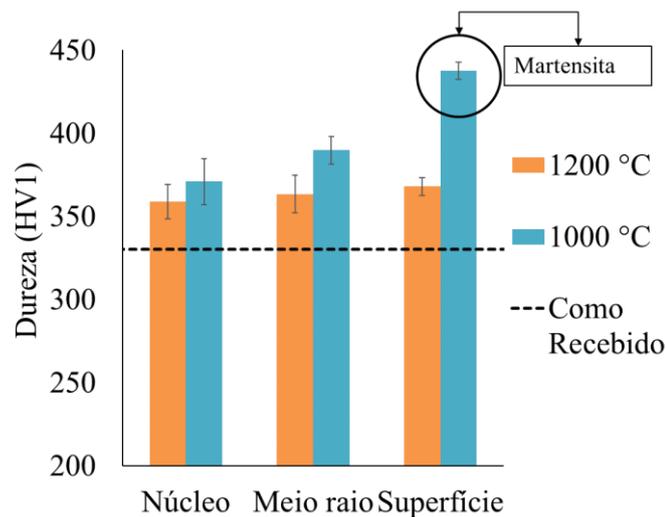
Para o caso de austenitização em 1000 °C, como é visto na Figura 76 (a) a microestrutura se manteve similar à aquela do núcleo e do meio raio, sem variação considerável. Porém, este não foi o caso para a amostra austenitizada em 1200 °C. Como é visível na Figura 76 (b), a microestrutura obtida para esta região se assemelha a figura do material no estado recebido (ver Figura 70), da bainita granular. De acordo com a hipótese proposta por Lan; Shao, (2020), como foi abordado na seção 2.5.5.4, a microestrutura da bainita granular é uma derivação da

microestrutura da bainita em ripas que foi submetida a um auto-revenimento, resultando no coalescimento dos feixes bainíticos em microconstituintes equiaxiais. No presente caso, o tratamento térmico utilizado gerou um gradiente considerável de temperaturas entre o núcleo e as regiões exteriores. Uma possível explicação para a obtenção da microestrutura granular mostrada na Figura 76 é que o gradiente de temperatura obtido resultou num fluxo de calor do núcleo para as regiões resfriadas mais intensamente no início do ensaio. Como os corpos de prova possuem um volume considerável, este fluxo deve ter permanecido constante até a temperatura da amostra alcançar equilíbrio, resultando no “revenimento” das regiões externas. Desta maneira, espera-se que as regiões externas, em algum ponto durante o resfriamento, chegaram a apresentar os feixes de bainita ferrítica mais refinados, porém, com o progresso do resfriamento ao ar, a microestrutura de ripas se coalesceu em bainita granular.

4.2.3 Caracterização microestrutural: Dureza do resfriamento contínuo de dois estágios

A Figura 77 mostra a dureza obtida para as regiões investigadas em cada condição de tratamento térmico.

Figura 77 – Dureza *versus* regiões investigadas. Para fins de comparação, a dureza do material como recebido também é exibida.



FONTE: Autor.

Como era previsto pela teoria de refinamento das ripas bainíticas em menor temperatura de transformação, houve um incremento de dureza para todas as regiões investigadas quando comparadas com a condição de recebimento. Esse efeito é mais pronunciado pela condição de austenitização em 1000 °C devido ao menor tamanho de GAP, que causa um refinamento

superior nas ripas bainíticas em vista do efeito de endurecimento discutido na seção anterior. Porém, deve ser ressaltado que para a condição com austenitização em 1000 °C, a região da superfície teve influência de regiões martensíticas devida a alta taxa de resfriamento nas regiões limítrofes do corpo de prova. Portanto, a dureza obtida para esta região na Figura 77 não representa a dureza de uma microestrutura somente composta por bainita.

4.2.4 Difração de Raios-X

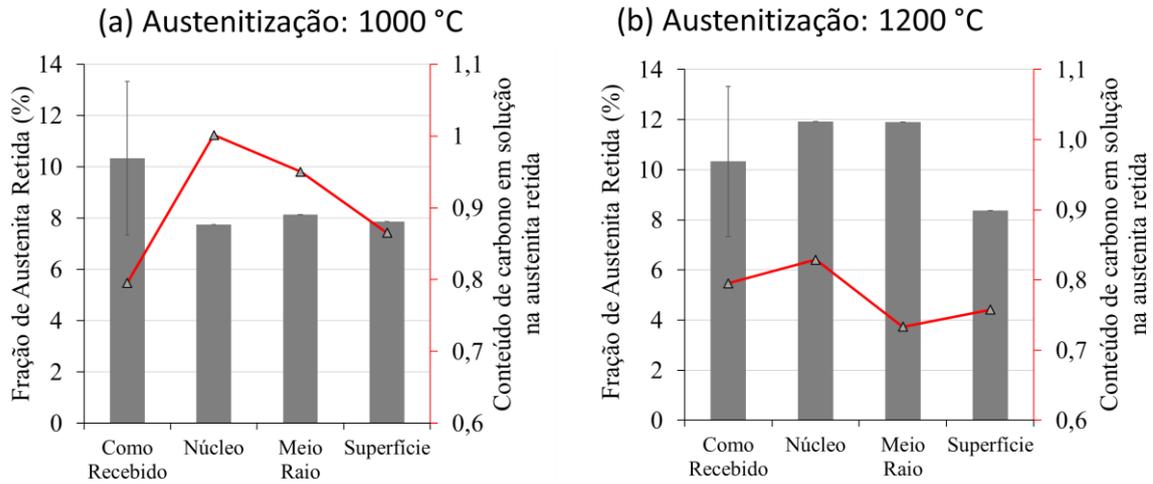
Esta seção abordará os resultados originados pela técnica de difração de raios-X. Três grupos principais de resultados serão apresentados: quantificação de fases, conteúdo de carbono em solução na austenita retida e densidade de discordâncias.

4.2.4.1 Quantificação de fases e conteúdo de carbono em solução na austenita retida

De acordo com a teoria displaciva de formação de bainita e a curva T0 (ver Figura 25), a transformação bainítica termina no momento em que um conteúdo fixo de carbono em solução na austenita retida é atingido. Por este motivo, era esperado que, quando a transformação ocorresse em temperaturas mais baixas, uma maior fração de ferrita bainítica seria formada, obtendo, conseqüentemente uma menor parcela de austenita retida. Além disso, com o abaixamento da temperatura de transformação, o conteúdo de carbono em solução na austenita retida deveria aumentar. Como os resultados de quantificação de fase e conteúdo de carbono em solução são atrelados pelo mecanismo de transformação, estes resultados serão apresentados conjuntamente.

A Figura 78 indica os resultados obtidos da quantificação de fases e conteúdo de austenita retida dos ensaios de raios-X para as duas temperaturas de austenitização investigadas em cada região dos corpos de prova.

Figura 78 – Fração de austenita retida e conteúdo de carbono em solução na austenita retida para cada região investigada. (a) temperatura de austenitização em 1000 °C e (b) temperatura de austenitização em 1200 °C.



FONTE: Autor.

Para análise das frações de fases, um ponto importante deve ser anteriormente destacado: as frações de fase obtidas estão sujeitas a um erro associado ao método de $\pm 3\%$ (exibido pela barra de erros na condição como recebido na Figura 78). Desta maneira, como as diferenças de frações de fases obtidas para o tratamento térmico em relação ao material como recebido se encontram dentro desta faixa de desvios para todas as regiões, a discussão aqui levantada não será utilizada na conclusão deste trabalho.

Comparando-se as frações de fases obtidas entre as amostras austenitizadas em 1000 °C e 1200 °C, nota-se que no caso com menor temperatura de austenitização, houve uma maior fração de bainita formada e, justamente o oposto se sucedeu para a condição de mais alta temperatura, com exceção da região da superfície. Essa tendência pode ser explicada em vista do tamanho de grão resultante de cada temperatura de austenitização. Como foi discutido na seção anterior, quando o tamanho de grão é suficientemente pequeno, há um incremento na força motriz disponível para transformação em vista do endurecimento via Hall-Petch, o que pode ter sustentando a manutenção da transformação bainítica para maiores frações. No caso da transformação com maior temperatura de austenitização, o grão austenítico prévio era substancialmente maior (63 ± 12) do que aquele do material no estado como recebido (24 ± 2), o que pode ter resultado na maior fração de austenita retida. Para a região da superfície, dois efeitos podem explicar a menor fração de austenita retida: (i) formação de martensita devida a

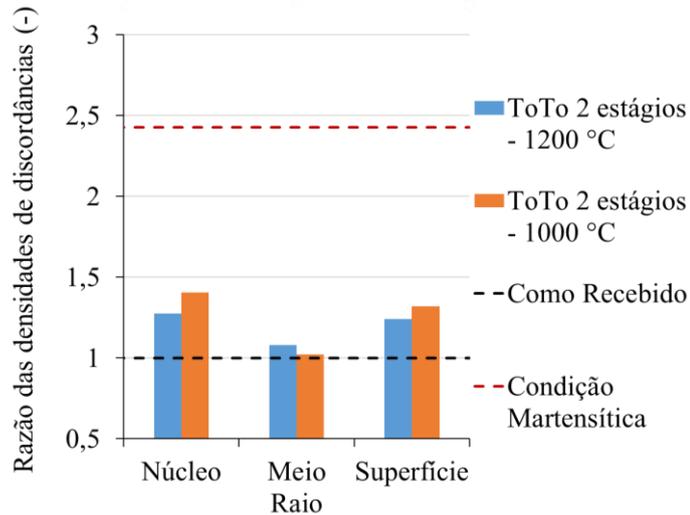
proximidade com a borda e (ii) decomposição da austenita retida em constituintes mais estáveis. Para o primeiro caso, é possível que a área relativamente abrangente dos raios-X, tenha compreendido também uma parcela microestrutural martensítica. No segundo, a austenita retida pode ter se decomposto em bainita ou outros constituintes após o subsequente coalescimento, como foi discutido ao final da seção 4.2.2.

A variação do conteúdo de carbono em solução na austenita retida pode estar ligada a dois fatores principais: a maior fração de bainita formada e o tamanho do grão austenítico prévio. A formação de uma maior fração de bainita resulta numa menor parcela de austenita retida, o que naturalmente provoca um aumento no conteúdo de carbono em solução sólida, devido a menor fração de austenita disponível. Além disso, como foi discutido na seção anterior e baseado na literatura referenciada, grãos austeníticos prévios podem favorecer a formação de bainita granular enquanto grãos menores, a formação de bainita em ripas. Portanto, o maior conteúdo de carbono em solução na amostra com grãos menores também pode estar associado formação de um maior volume de bainita em ripas, devida a morfologia de filme da austenita retida entre os feixes de bainita.

4.2.4.2 Densidade de discordâncias

A Figura 79 apresenta a razão de densidade de discordâncias para as duas condições de tratamento térmico investigadas de acordo com a normalização de valores realizadas por meio equação (11). Estes valores foram normalizados em função da densidade discordâncias do material como recebido (ver Tabela 10). Na mesma figura são apresentados valores adicionais para comparação das densidades de discordâncias obtidas para o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 em diversas condições, estas são as seguintes: o material na condição como recebido e em condição martensítica não revenida.

Figura 79 – Razão das densidades de discordâncias por região e condição de tratamento. Também foram adicionados os valores para o mesmo material nas condições como recebido e condição martensítica.



Fonte: Autor.

Em vista dos resultados apresentados na Figura 79, nota-se que houve um aumento ligeiro na densidade de discordâncias para o material tratado pelo tratamento térmico proposto em comparação do material no estado como recebido. Entre as condições do material tratado termicamente, houve ainda um pequeno aumento para a condição com austenitização em 1000 °C, o que corrobora a discussão quanto o refinamento bainítico e as durezas discutidos anteriormente. Considerando uma média entre os valores obtidos em comparação com o material como recebido, houve um incremento médio de $\approx 15\%$, enquanto esse incremento foi de $\approx 80\%$ para a condição martensítica. Porém, em função de pequeno incremento na densidade de discordâncias encontrada quando se comparando com a condição do material como recebido, há a possibilidade de que os resultados encontrados estejam dentro de uma faixa de variação para as duas condições comparadas, apontando para a necessidade de realização de uma maior quantidade de experimentos para obter um intervalo de valores estatisticamente confiáveis.

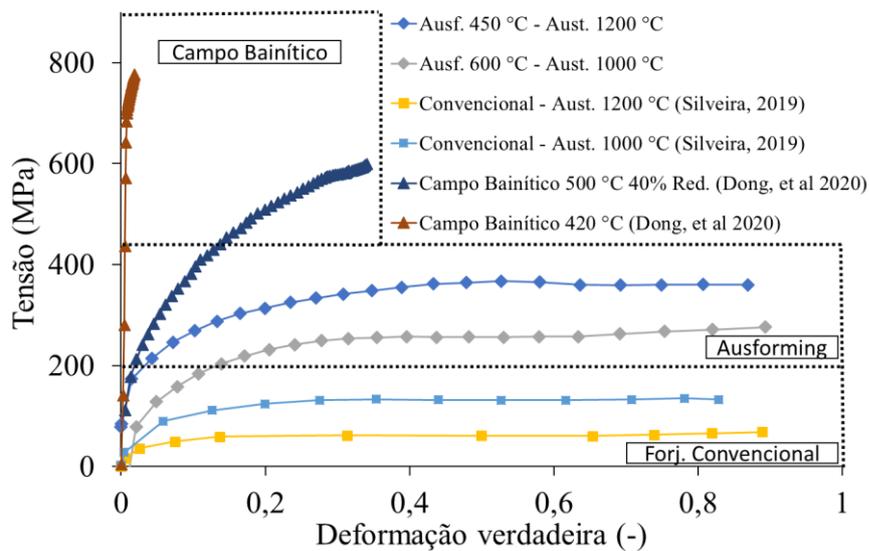
4.3 Tratamento termomecânico: ausforming

4.3.1 Curvas de tensão *versus* deformação

As curvas de tensão e deformação em processos de conformação fornecem dados indispensáveis não somente quanto ao esforço necessário para realizar o processo, mas também quanto aos fenômenos microestruturais de dissipação e acúmulo de energia, como nos

processos de recristalização ou encruamento. Neste trabalho, o processo de conformação se diferencia dos processos convencionais de forjamento a quente, visto que as temperaturas envolvidas estão na faixa de conformação a morno. Portanto, era esperado que as cargas de forjamento fossem maiores e os processos de amaciamento apresentassem comportamentos atenuado, já que a difusão na faixa de temperaturas utilizadas é reduzida. Para situar o processo de ausforming realizado neste trabalho num contexto mais abrangente, o forjamento com 60% de redução aqui realizado foi comparado com outros tratamentos termomecânicos realizados no projeto BRAGECRIM, de Dong et al., (2020) e Silveira, (2019), na Figura 80. No entanto, cabe ressaltar que uma caracterização detalhada dos fenômenos de amaciamento não está no escopo do presente trabalho. Para isso, o leitor é orientado ao trabalho de Silveira, (2019), que identificou um processo de recristalização não uniforme no mesmo material quando forjado à quente.

Figura 80 – Curvas de tensão *versus* deformação para diversas condições de tratamento termomecânico. Cada condição é indicada por um símbolo ou região delimitada.



Fonte: Autor, (DONG et al., 2020; SILVEIRA et al., 2020).

Comparando o ausforming com o tratamento convencional, notamos que o tratamento de ausforming exigiu maiores cargas de forjamento, como era esperado. Porém, após passar por um processo de encruamento, o ausforming também exibiu uma curva com patamar similar a curva do tratamento convencional, indicando que um processo de recuperação atuou durante o forjamento. Esse comportamento é ainda mais evidente quando comparado com os forjamentos realizados dentro do campo bainítico. Neste caso, nos tratamentos em 500 °C, é apenas possível

identificar um encruamento contínuo, sem atingir um patamar de equilíbrio entre os fenômenos de amaciamento e encruamento, enquanto que em 420 °C, o material não apresentou comportamento dúctil apreciável.

Para entender o comportamento similar das curvas de ausforming com o tratamento convencional, dois motivos principais foram identificados. Primeiramente, a deformação aplicada no ausforming foi possivelmente realizada apenas na austenita metaestável (para mais informações, ver Anexo B – Ausforming?), que apresenta uma ductilidade superior em relação a microestruturas ferríticas, o que explica o comportamento dos tratamentos termomecânicos no campo bainítico. Segundamente, mesmo que os tratamentos tenham sido estruturados para obter uma microestrutura bainítica de menor temperatura, houve gradientes consideráveis de temperatura (até ≈ 150 °C) entre as regiões do núcleo e exteriores do billet durante o forjamento. Acredita-se que as regiões de maior temperatura contribuíram significativamente para permitir o escoamento. Além disso, grãos de ferrita poligonal foram identificados nas regiões de alta deformação nos ausformings de 450 °C quando a redução foi de 40% ou 60% e nos ausformings de 600 °C para todas as reduções, apontando também para um mecanismo de recristalização. Isso será abordado na próxima seção 4.3.2.

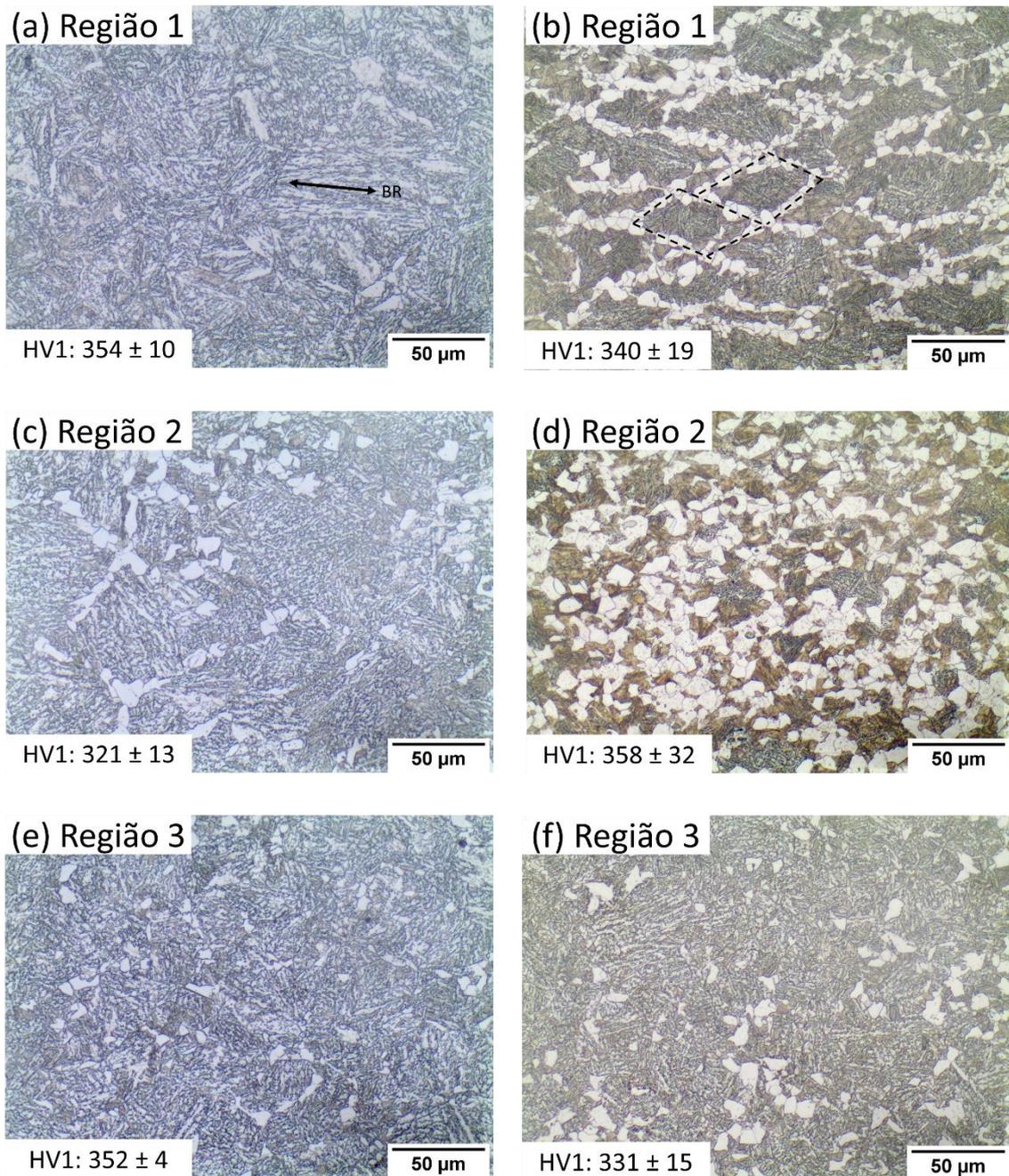
4.3.2 Caracterização microestrutural: Ausforming

Nesta seção serão apresentadas as microestruturas obtidas pelo ausforming nas temperaturas de 600 °C e 450 °C. Com intuito de não estender o documento, apenas serão mostradas as microestruturas de menor (10%) e maior (60%) reduções. Para referência das regiões indicadas, consultar Figura 68. As demais micrografias das reduções de 20% e 40% são mostradas no Anexo A – Microestruturas das reduções de 20% e 40%.

4.3.2.1 Ausforming 600 °C

A Figura 81 mostra as microestruturas resultantes do ausforming realizado em 600 °C com temperatura de austenitização de 1200 °C. As durezas são apresentadas junto das micrografias, as durezas das demais reduções serão apresentadas na seção 4.3.3.

Figura 81 – Microestruturas resultantes para as regiões 1, 2 e 3 do ausforming em 600 °C com austenitização em 1200 °C. (a, c, e) são as microestruturas resultantes da redução de 10% enquanto (b, d, f) as microestruturas resultantes da redução de 60%.



FONTE: Autor.

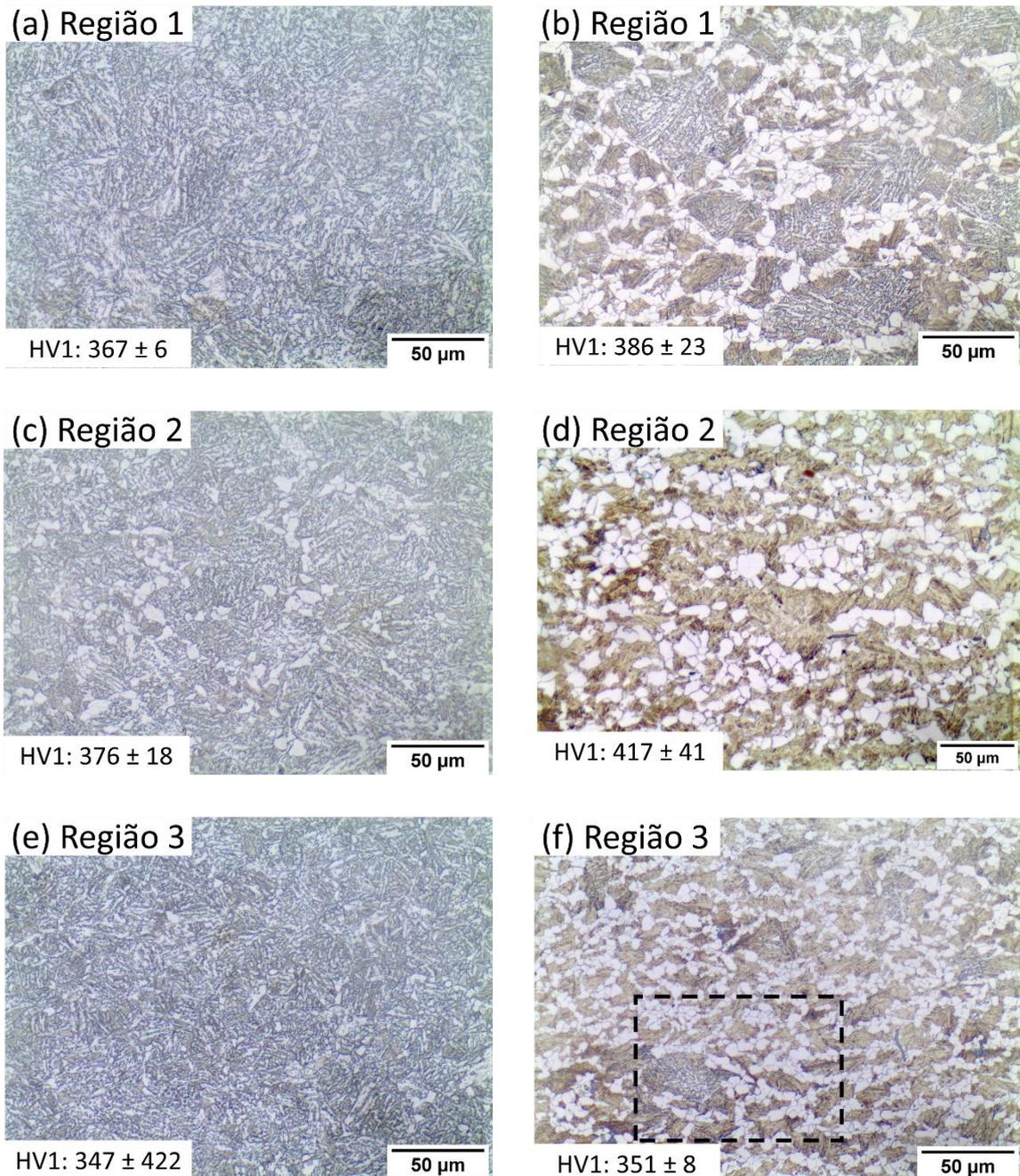
Comparando as microestruturas obtidas do ausforming com aquelas do tratamento térmico, a diferença mais evidente é a presença e variação do conteúdo de ferrita poligonal. Como é claro da Figura 81, a maior fração de ferrita para ambas temperaturas de austenitização

está presente na região 2, que é a região com maior deformação efetiva. Como foi discutido na seção 2.5.1, a formação de ferrita em processos de forjamento está diretamente ligada com o grau de instabilidade dos contornos de grão que, ao atingirem um patamar crítico de energia acumulada, permitem a formação de ferrita poligonal, consumindo os contornos de grão prévios. Esse efeito pode ser claramente visto na Figura 81 (b), onde os grãos de ferrita poligonal formam um “colar” em torno de uma microestrutura bainítica (como referência, as linhas pontilhadas nessa figura indicam dois “colares”). Como consequência da formação dos “colares” ferríticos, há um efeito de particionamento acentuado para as regiões da vizinhança. Isso pode ser observado pelo nível de refinamento das estruturas internas aos “colares” que, na maioria dos casos, apresentam bainita refinada ou martensita, em vista da maior força motriz disponível por causa do elevado conteúdo de carbono presente. As durezas obtidas nessas microestruturas estão também intrinsicamente conectadas com a formação da ferrita poligonal. Como é visível na região com menor efeito da deformação deste conjunto de imagens, Figura 81 (a), a microestrutura apresentou uma dureza relativamente alta (354 ± 10) e semelhante à aquela obtida pelo tratamento térmico sem deformação. Em comparação com o material como recebido ($327,5 \pm 8$) e, em oposição, a região de maior deformação, a dureza ficou na mesma faixa do material como recebido (321 ± 13), o que é atribuído a uma fração semelhante de ferrita nas duas microestruturas. Interessantemente, este efeito é justamente o oposto para o ausforming com 60% de redução, que apresentou a maior dureza na região de maior deformação (Figura 81 (d)). Neste caso, a formação acentuada de ferrita contribuiu proporcionalmente para o particionamento de carbono, o que resultou na obtenção de regiões internas aos “colares” ferríticos com menor volume e maior teor de carbono. Isso resultou numa formação acentuada de martensita, o que elevou consideravelmente a dureza desta região. O elevado desvio padrão desta região é atribuído a presença de ferrita e martensita, que possuem durezas discrepantes.

A Figura 82 mostra as microestruturas acompanhadas das durezas do ausforming realizado em 600 °C com temperatura de austenitização de 1000 °C.

Figura 82 – Microestruturas resultantes para as regiões 1, 2 e 3 do ausforming em 600 °C com austenitização em 1000 °C. (a, c, e) são as microestruturas resultantes da redução de 10%

enquanto (b, d, f) as microestruturas resultantes da redução de 60%. A figura (f) apresenta uma região destacada que será abordada posteriormente.

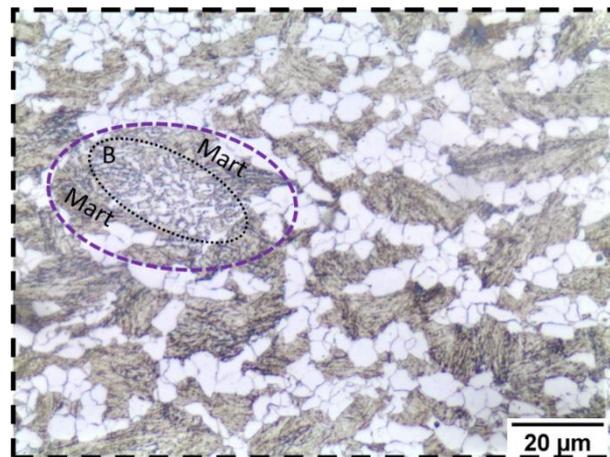


FONTE: Autor.

Os mesmos efeitos vistos previamente para o forjamento com austenitização em 1200 °C ocorreram para a condição de 1000 °C. Porém, houve uma amplificação da fração de ferrita formada em razão do menor TGA nesta condição. Isto resultou numa microestrutura composta majoritariamente por ferrita e martensita para as regiões de alta e média deformações,

evidenciando a influência da deformação na transformação de fases. Como era esperado, para as regiões de baixa deformação na amostra reduzida em 10% a microestrutura exibiu uma dureza semelhante a aquela do tratamento térmico, também exibindo um maior conteúdo de bainita em ripas. Para melhorar elucidar o efeito do particionamento de carbono causado pela formação de ferrita poligonal, a Figura 83 exhibe a região destaca na Figura 82 (f).

Figura 83 – Região destacada da Figura 82 (f). Nesta figura, foram destacadas duas regiões com microestruturas distintas indicadas por B e Mart.



FONTE: Autor.

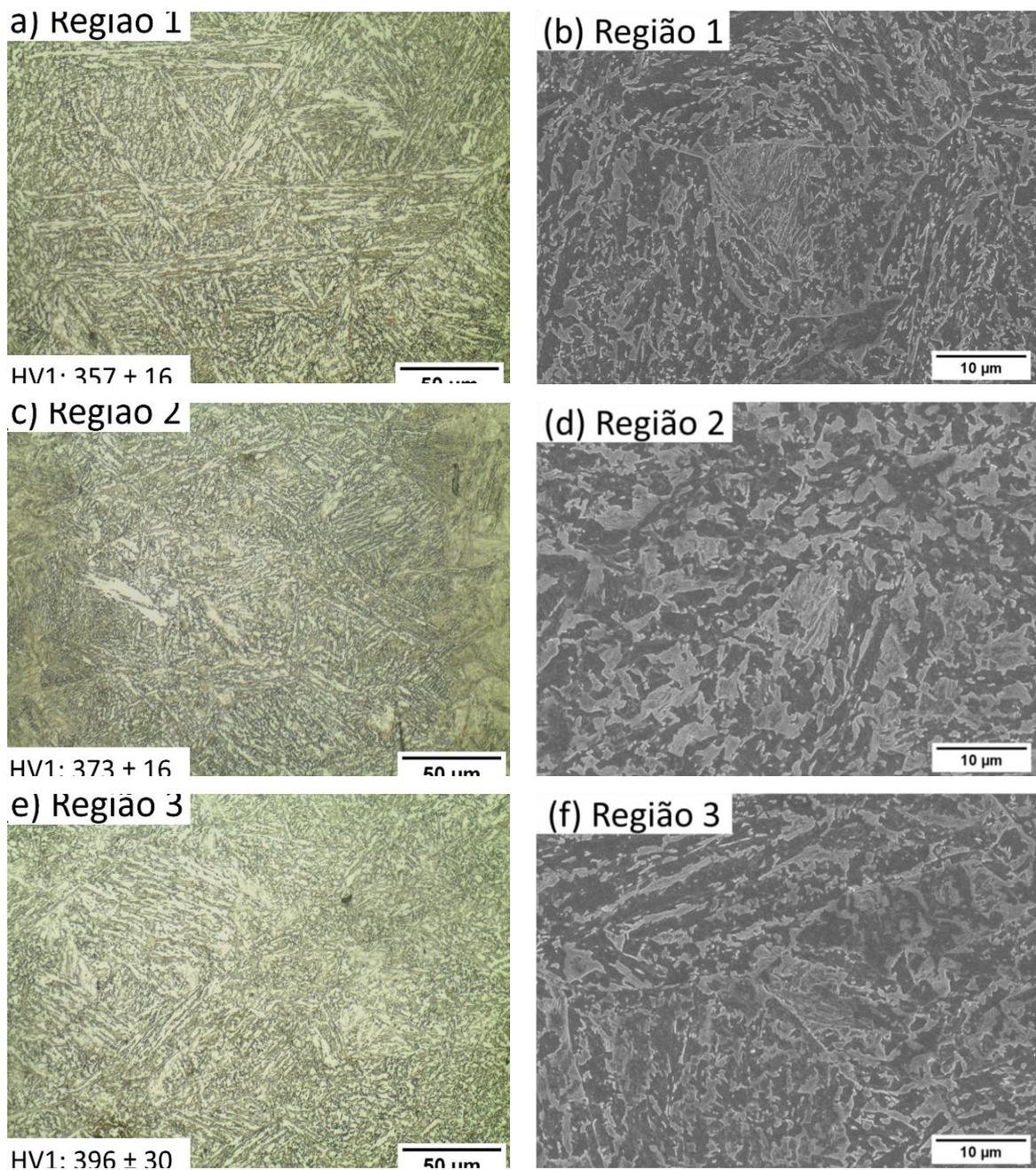
As elipses destacadas na Figura 83 destacam duas regiões circunscritas que apresentam microestrutura composta por martensita na região exterior e bainita na região interior. Esta variação microestrutural é consequente da distância necessária para difusão do carbono. Como as regiões externas estão em direto contato com os grãos de ferrita poligonal, há uma maior facilidade para acúmulo de carbono, com efeito inverso para as regiões do seio do grão, que exigem uma maior distância de particionamento. Portanto, as regiões mais próximas dos grãos de ferrita se transformam em martensita, enquanto aquelas mais distantes, em bainita. Esse efeito é visto para o restante da região destacada nesta figura, que apresentam grãos prévios pequenos o suficiente para enriquecimento homogêneo do grão, formando apenas martensita.

As microestruturas obtidas do ausforming de 600 °C apontam claramente para uma influência considerável da transformação ferrítica na transformação bainítica, em conexão com o particionamento de carbono. Este fenômeno descarta a teoria de que a formação de ferrita poligonal depende apenas da taxa de resfriamento. Com base nas análises apresentadas, optou-se então por realizar o ausforming em 450 °C apenas com a temperatura de austenitização de 1200 °C, buscando evitar os efeitos indesejados da ferrita poligonal na microestrutura.

4.3.2.2 Ausforming 450 °C

As Figura 84 mostra as regiões 1, 2 e 3 investigadas por MO e MEV para os ausforming de 450 °C com 10% de redução.

Figura 84 – Microestruturas e durezas resultantes das regiões 1, 2 e 3 para o ausforming realizado em 450 °C com austenitização em 1200 °C e redução de 10%. (a, c, e) mostram as microestruturas via MO e (b, d, f) por MEV.



FONTE: Autor.

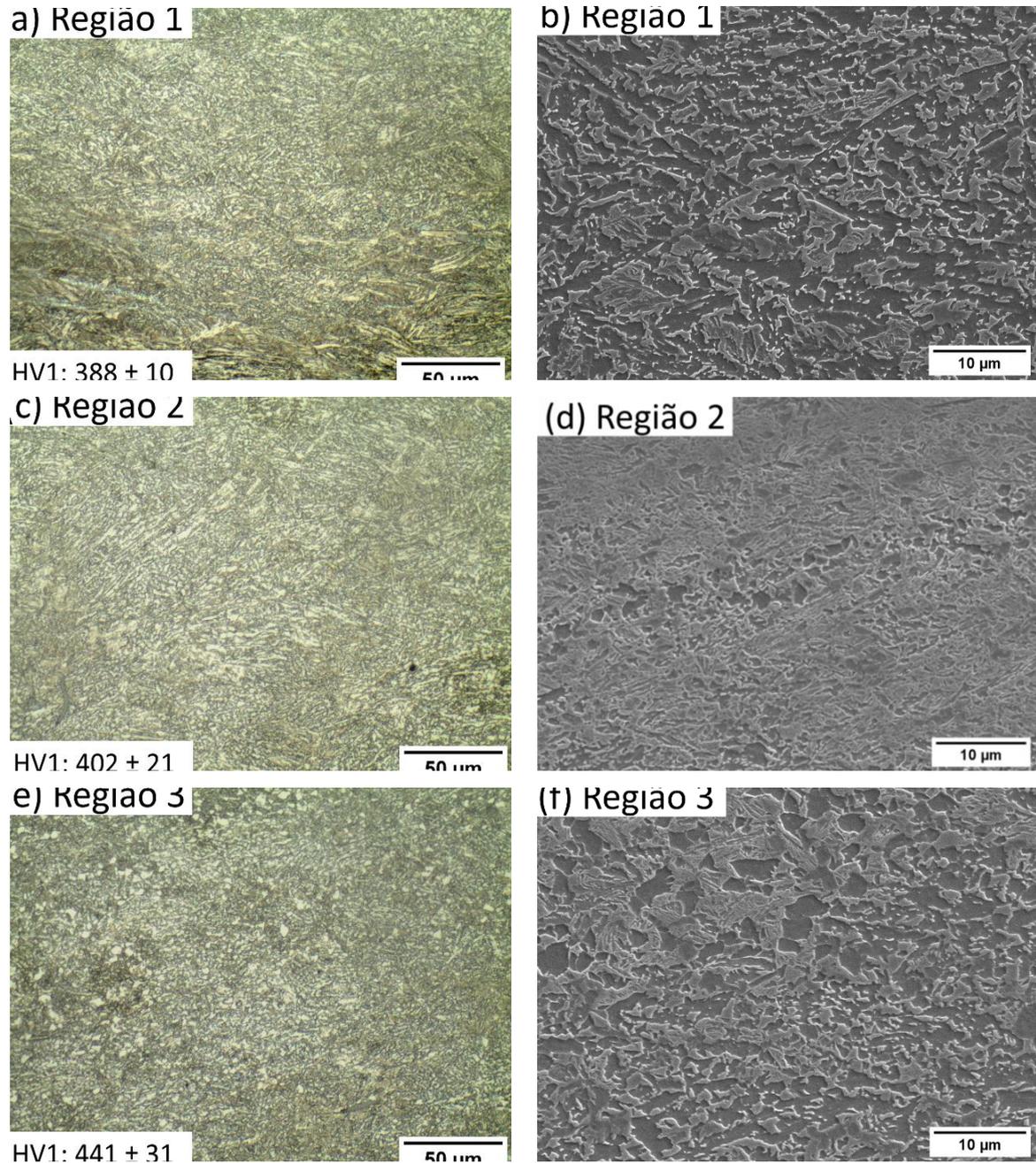
As regiões de baixa deformação, exibidas na Figura 84 (a, b), apresentaram o maior volume de bainita em ripas de todas as amostras ausformadas, o que é atribuído ao estímulo mecânico na formação da bainita em menor temperatura. Com o aumento progressivo da deformação, há também uma mudança gradual na morfologia obtida. Para o presente caso, identificou-se também pacotes de bainita em ripas na região de média deformação (Figura 84 (e, f)), porém, nota-se também que, para esta região, a microestrutura já apresenta um caráter misto de bainita em ripas e bainita granular e, além disso, a identificação dos contornos de grão prévios foi dificultada. Na região 2, apresentado nas Figura 84 (c, d) o efeito da deformação na variação microestrutural é claro: raramente um feixe de bainita em ripas é identificável e os contornos de grão prévios, por sua vez, praticamente não são mais identificáveis. Em vista da variação microestrutural apresentada pelo ausforming com redução de 10% em 450 °C, alguns efeitos da aplicação do ausforming em baixa temperatura são inferidos:

- Foi possível evitar a decomposição da austenita em ferrita poligonal para a condição de baixa deformação em todas as regiões do billet;
- Somente quando o estímulo mecânico foi baixo, identificou-se um maior volume de bainita em ripas, apontando que a aplicação de deformação favorece a formação de bainita granular;
- Com o aumento gradual da deformação, a morfologia granular da bainita é favorecida. Acompanhando a microestrutura granular, a identificação dos contornos de grão é dificultada tanto por MO quanto por MEV.

O aumento da dureza será discutido na seção 4.3.3.

A Figura 85 mostra as regiões 1, 2 e 3 investigadas por MO e MEV para o ausforming de 450 °C com 60% de redução.

Figura 85 – Microestruturas e durezas resultantes das regiões 1, 2 e 3 para o ausforming realizado em 450 °C com austenitização em 1200 °C e redução de 60%. (a, c, e) mostram as microestruturas via MO e (b, d, f) por MEV.



FONTE: Autor.

Os mesmos efeitos ocasionados no ausforming de 10% podem ser vistos na microestrutura resultante do ausforming de 60%, porém, com o aumento da deformação, a variação microestrutural se torna ainda mais evidente. Mesmo na região de baixa deformação, apresentada na Figura 85 (a, b), não houve formação considerável de bainita em ripas,

evidenciando que a deformação fora expressiva o suficiente para promover a formação de bainita granular em todo o billet. Para a região de média deformação, Figura 85 (e, f), é possível identificar que houve a formação de ferrita poligonal tanto pela técnica de MO quanto por MEV. A formação de ferrita poligonal também é identificável na região de maior deformação Figura 85 (d), porém apenas com a técnica de MEV, evidenciando mais uma vez o efeito da deformação na decomposição da austenita, mesmo em temperaturas inferiores ao cotovelo de formação da ferrita poligonal. Porém, nota-se que para ambas as regiões 2 e 3, que o diâmetro da ferrita poligonal formada neste caso se encontra praticamente na escala do microm e submicrom, evidenciando o efeito da deformação no refinamento microestrutural. Beladi et al., (2011) investigaram uma rota de tratamento termomecânico que aplicou diversos níveis de deformação na austenita metaestável (570 °C) para obter uma microestrutura com grãos ferríticos ultrafinos ($< 10 \mu m$). Neste trabalho, os autores relataram a obtenção de grãos de ferrita poligonal com até ≈ 200 nm e diâmetro médio de $2 \mu m$ quando a deformação aplicada foi alta. Isto foi atribuído à inserção de uma alta densidade de defeitos que propiciaram uma alta densidade de sítios para nucleação, que impediram o crescimento dos grãos de ferrita por impingimento. No trabalho de Beladi et al, a transformação da ferrita foi associada a um mecanismo de recuperação estática e relacionada com o formato das curvas de tensão e deformação, que atingiram um platô similar ao encontrado no presente trabalho (Figura 80). Como é principalmente visível na zona de maior deformação (Figura 85 (d)), os grãos de ferrita poligonal estão localizados em bandas de fluxo ocasionadas pelo forjamento, ou seja, regiões de alta deformação e alta densidade de defeitos. Neste contexto, a transformação ferrítica pode estar associada com a dissipação da energia livre acumulada na forma de defeitos, ou seja, a transformação ocorre para reduzir a energia acumulada localmente, como no caso da recuperação. Porém, o crescimento dos novos grãos de ferrita poligonal é impedido devida a faixa de temperaturas deste tratamento termomecânico, na qual o fenômeno de difusão é limitado.

Na ocasião em que a formação da ferrita poligonal neste caso seja um fenômeno reconstrutivo, não é possível descartar totalmente que outros fenômenos que envolvem difusão possam estar ocorrendo durante o processo de resfriamento, mesmo que estes sejam limitados devido à relativamente baixa temperatura. O fenômeno do “desaparecimento” dos contornos de grãos prévios, visto anteriormente para o ausforming de 10% na Figura 84 (d), sucedeu-se não somente nas as regiões de média e alta deformações do ausforming de 60%, mas também para

todas as outras regiões com alta deformação nas outras condições de 20% e 40% de redução (ver Anexo A – Microestruturas das reduções de 20% e 40%). Portanto, é possível que o rearranjo dos contornos de grão prévios ocorra pelo mesmo motivo da formação da ferrita poligonal, visando reduzir a energia livre local. Como esse fenômeno é observado em larga escala nas regiões com alta deformação, entende-se que a energia mecânica inserida pela deformação do ausforming introduza uma parcela de força motriz necessária para possibilitar o rearranjo dos contornos em uma microestrutura mais estável. Assumindo então que a transformação da bainita granular seja um processo misto entre uma formação displaciva seguida de uma recuperação reconstrutiva, como proposto por Lan; Shao, (2020), a energia adicional introduzida pelo forjamento provoca uma amplificação do efeito reconstrutivo, visto no rearranjo dos contornos de grãos e formação da ferrita poligonal. Em vista das diferentes distâncias de difusão necessárias para que ocorram os fenômenos reconstrutivos citados anteriormente e baseado nas suposições que houve aumento de força motriz pelas condições de tratamento, o seguinte ordenamento fenomenológico é proposto:

1. Caso a formação da bainita granular se suceda com uma energia livre acumulada superior a um nível crítico, ocorre então o rearranjo dos contornos de grão prévios em uma estrutura energeticamente mais estável, resultando numa microestrutura “livre” de contornos de grãos prévios;
2. Caso a energia livre acumulada seja maior que um segundo nível crítico, maior que a do ponto anterior, ocorre a formação de ferrita poligonal nas regiões com maior acúmulo de defeitos. A progressão do crescimento dos grãos de ferrita é limitada em vista das condições adversas para a difusão em longa escala.

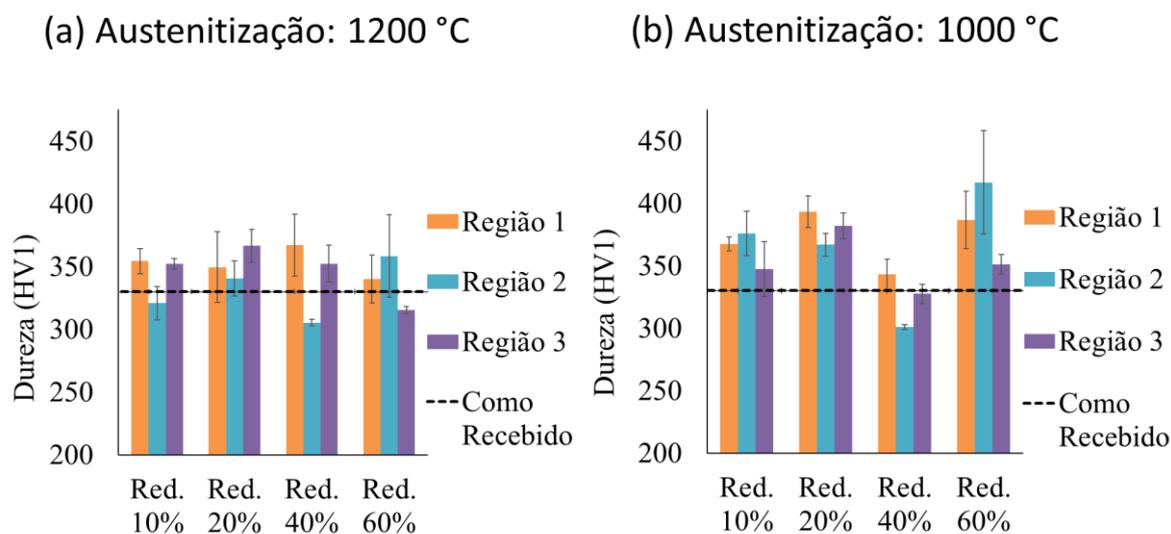
4.3.3 Caracterização Microestrutural: Dureza ausforming

Essa seção abordará as durezas obtidas para todas as condições de ausforming. Serão mostradas as durezas junto das regiões investigadas se iniciando pela condição com ausforming em 600 °C e, sequencialmente, a condição de ausforming em 450 °C.

4.3.3.1 Dureza ausforming 600 °C

A Figura 86 mostra as durezas *versus* regiões obtidas para as condições com austenitização em 1200 °C e 1000 °C investigadas pelo ausforming em 600 °C.

Figura 86 – Durezas *versus* regiões investigadas e grau de redução para as condições com diferentes temperaturas de austenitização do ausforming de 600 °C. (a) Austenitização em 1200 °C e (b) 1000 °C. A dureza do material como recebido é exibida para fins de comparação.



FONTE: Autor.

Em vista da condição com austenitização de 1200 °C, é notável que, em comparação com a condição do material como recebido, não houve um endurecimento microestrutural considerável e, as regiões “2”, sujeitas a altas deformações, exibiram em alguns casos até uma queda de dureza. As regiões “1” e “3”, sujeitas a uma baixa e média deformações, respectivamente, apresentaram uma dureza mais uniforme. Para todos os casos nessa condição, a dureza resultante aparenta estar mais fortemente conectada com a formação de ferrita poligonal, e não com o fenômeno de refinamento das ripas bainíticas. Por exemplo, em vista da região “2” da amostra sujeita a uma redução de 40%, houve uma queda abrupta da dureza, ainda apresentando uma baixa variação para a faixa de valores obtidos. Isso pode ser explicado pela demasiada formação de ferrita poligonal, e, claramente, com uma queda de dureza. Esse efeito é invertido para a mesma região da condição sujeita a uma deformação de 60%. Neste caso, a formação de ferrita fora tão intensa, que o particionamento causado pela ferrita provocou a transformação dos grãos de austenita da vizinhança em martensita, resultando num aumento de dureza e uma alta variação nos valores de dureza obtidos.

Para a condição com austenitização em 1000 °C, uma tendência semelhante a aquela obtida para austenitização em 1200 °C foi obtida. Porém, neste caso, o GAP menor forneceu

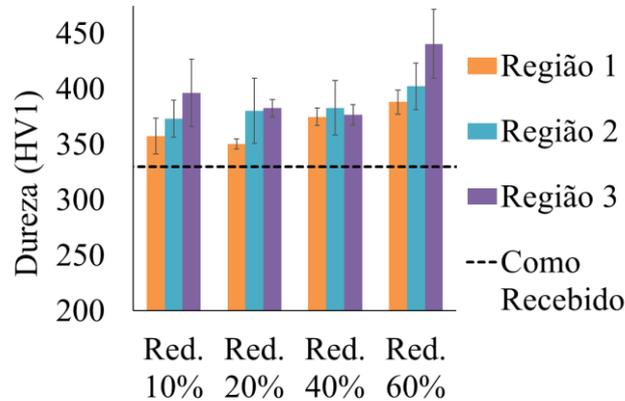
uma maior força motriz para transformação, como foi discutido anteriormente. Por este motivo, com exceção da condição com redução de 40%, houve um endurecimento pronunciado para todas as regiões. Como pode ser observado pelas durezas obtidas, o comportamento da variação de durezas para as condições de 1200 °C e 1000 °C foi muito semelhante, apresentando uma queda de durezas para a redução de 40%, seguida de um incremento substancial na dureza para a condição de 60% de redução. Novamente esses resultados são associados a formação de ferrita poligonal, porém, para a austenitização de 1000 °C, houve uma formação ainda maior de ferrita poligonal, resultando num particionamento proporcional a fração de ferrita formada.

Com base nos resultados até aqui apresentados, algumas conclusões sobre o processo de ausforming em 600 °C já podem ser feitas. Primeiramente, a partir de 40% de redução, as microestruturas e durezas obtidas nas condições estudadas são heterogêneas, apresentando um núcleo composto por ferrita, martensita e bainita e regiões exteriores compostos por diferentes volumes de ferrita e bainita. Em vista do lado prático da aplicação destas condições, a alta heterogeneidade dessas microestruturas pode dificultar sua aplicação industrial. Porém, especialmente para as condições de baixa deformação e austenitização em 1000 °C, houve a formação de uma microestrutura mais homogênea ligada também a um incremento de dureza. A partir disto, pode ser inferido que, para a condição de ausforming em 600 °C, os parâmetros de forjamento devem ser limitados a baixas reduções, visando evitar a formação de uma fração excessiva de ferrita poligonal, podendo ainda, apresentar uma melhoria nas propriedades microestruturais em relação ao material resfriado ao ar calmo.

4.3.3.2 Dureza ausforming 450 °C

A Figura 87 mostra as durezas para as reduções e respectivas regiões de análise do ausforming realizado em 450 °C.

Figura 87 – Durezas *versus* regiões investigadas e grau de redução para a condição do ausforming realizado em 450 °C.



FONTE: Autor.

Como foi discutido na seção anterior, a microestrutura obtida para o ausforming em 450 °C é consideravelmente diferente daquela obtida para a condição de ausforming em 600 °C. Não houve uma formação expressiva de ferrita poligonal e as menores temperaturas de transformação ocasionaram num refinamento da microestrutura de maneira semelhante que para o resfriamento contínuo de dois estágios. O efeito deste refinamento e supressão da formação de ferrita poligonal são claramente visíveis na Figura 87, que aponta para uma dureza média ligeiramente superior ao tratamento térmico para todas as condições e regiões investigadas, com destaque para a condição redução de 60%, que exibiu um incremento considerável na dureza, possivelmente relacionado ao expressivo refinamento desta condição. Desta maneira, é possível concluir que o mecanismo responsável pelo incremento de dureza aqui reportado esteja ligado a transformação da bainita em temperaturas mais baixas e o consequente refino das placas bainíticas, já que o GAP desta condição (ver Tabela 11) é consideravelmente maior que aquele do material como recebido.

4.3.4 Difração de Raios-X

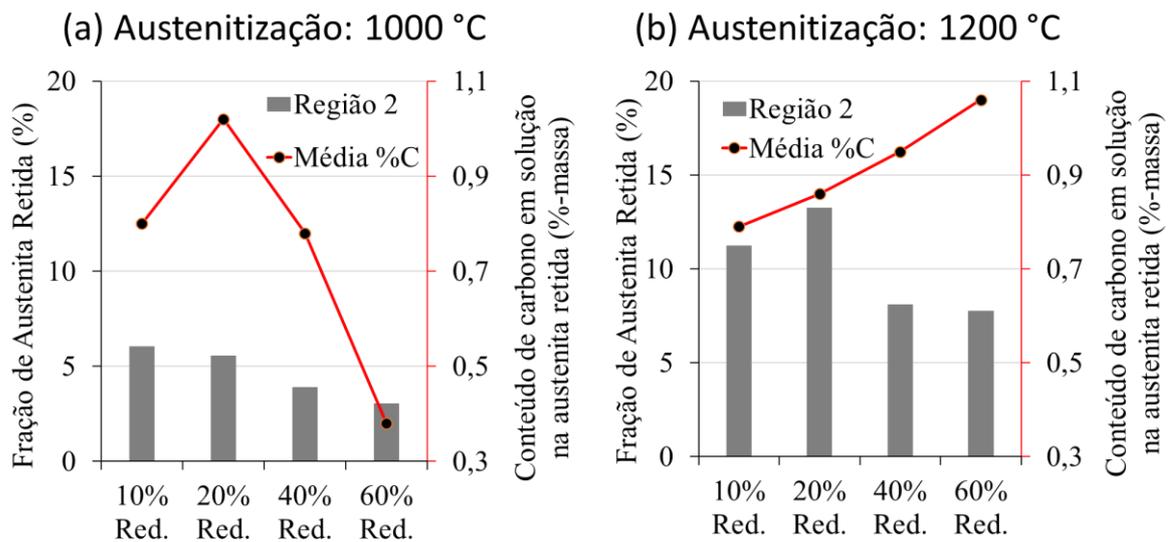
Esta seção abordará os resultados originados pela técnica de difração de raios-X para os corpos de prova forjados, para visualização das microestruturas das reduções de 20% e 40%, o leitor é referido para o Anexo A – Microestruturas das reduções de 20% e 40%. Seguindo o mesmo padrão apresentado na seção de tratamentos térmicos, três grupos principais de resultados serão apresentados: quantificação de fases, conteúdo de carbono em solução na

austenita retida e densidade de discordâncias. Porém, como foi elucidado na seção 3.6.4, as discussões abrangem somente os resultados para a região de maior “2”, de maior deformação efetiva.

4.3.4.1 Ausforming 600 °C: Quantificação de fases e conteúdo de carbono em solução na austenita retida

A Figura 88 indica os resultados obtidos da quantificação de fases e conteúdo de austenita retida dos ensaios de raios-X para as duas temperaturas de austenitização investigadas do ausforming realizado em 600 °C.

Figura 88 – Fração de austenita retida *versus* redução aplicada para cada região *versus* conteúdo de carbono na austenita retida para (a) ausforming com austenitização de 1000 °C e (b) ausforming com austenitização de 1200 °C.



FONTE: Autor.

Para a condição com austenitização em 1000 °C, Figura 88 (a), nota-se que houve uma queda abrupta na fração de austenita retida para todas reduções investigadas. Neste caso, esta queda está conectada com fenômenos diferentes, porém relacionados com o particionamento causado pela ferrita. Para as condições com baixa deformação, houve um estímulo na formação e possível refinamento da microestrutura bainítica, o que está associado com a temperatura de transformação, deformação aplicada e particionamento causado pela ferrita, resultando no aumento da energia motriz disponível e nas menores frações de austenita retida observadas. Com o aumento da redução aplicada, e a conseqüente formação excessiva de ferrita poligonal,

houve também um incremento de regiões com microestrutura martensítica, o que também resultou na redução da fração de austenita retida. Para a condição com maior temperatura de austenitização, Figura 88 (b), nota-se que não houve uma variação considerável na fração de austenita retida obtida para as reduções de 10% e 20%, indicando que não houve uma variação microestrutural notável em relação ao material como recebido, o que também pode ser visualizado considerando as durezas obtidas (ver Figura 86). Porém, para os casos com 40% e 60% de redução, nota-se o mesmo efeito, porém atenuado, que ocorreu para a condição de 1000 °C de austenitização, com uma queda na fração de austenita retida relacionada com o particionamento de carbono e a formação de martensita causados indiretamente pela formação de ferrita. Para os dois casos de austenitização, nota-se que a aplicação de deformação favorece a diminuição na fração de austenita retida, seja pela formação de bainita ferrítica ou ferrita poligonal.

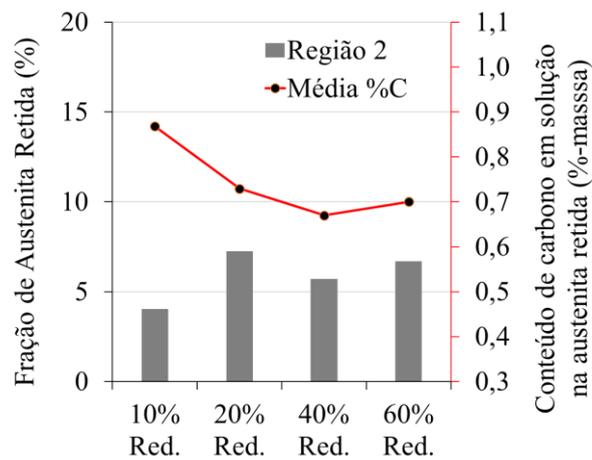
Em vista dos conteúdos de carbono em solução na austenita retida, nota-se que houve um comportamento inverso para as condições com diferentes temperaturas de austenitização. Para a condição com temperatura de austenitização menor, Figura 88 (a), há um incremento razoável do conteúdo de carbono da condição de 10% para a 20% de redução, seguido de uma queda abrupta, mesmo com redução da fração de austenita. Novamente os resultados aqui apresentados estão ligados com o particionamento de carbono. Para as condições com baixa redução, a microestrutura apresenta ainda uma matriz de bainita e austenita retida, porém com conteúdo de austenita reduzido pelos motivos discutidos no parágrafo anterior, resultando num enriquecimento causado pelo particionamento primário de carbono causado pela ferrita seguido do particionamento secundário causado pela formação de bainita a partir de uma austenita previamente enriquecida. A queda abrupta para a condição com 60% de redução pode estar conectada com a formação de martensita, de maneira que houve somente um particionamento primário causado pela formação de ferrita, porém, como o restante da austenita se transformou adifusionalmente em martensita, não ocorreu um particionamento secundário, resultando num conteúdo de carbono em solução (0,4 %-massa) ligeiramente acima do conteúdo nominal de carbono para o aço investigado (0,18 %-massa). Para a condição com temperatura de austenitização em 1200 °C, Figura 88 (b), o comportamento do conteúdo de carbono atuou de acordo com a teoria da transformação bainítica, de maneira que o conteúdo de carbono aumenta junto com a fração de bainita, evidenciando que a austenita retida provavelmente se beneficiou

dos dois estágios de particionamento causados pela formação de ferrita poligonal seguida da formação de bainita ferrítica.

4.3.4.2 Ausforming 450 °C: Quantificação de fases e conteúdo de carbono em solução na austenita retida

A Figura 89 indica os resultados obtidos da quantificação de fases e conteúdo de carbono em solução na austenita retida resultante dos ensaios de raios-X para o ausforming realizado em 450 °C.

Figura 89 – Fração de austenita retida *versus* redução aplicada *versus* conteúdo de carbono em solução na austenita retida para Ausforming com austenitização de 450 °C.



FONTE: Autor.

Em vista dos resultados apresentados na Figura 89, é possível notar que houve uma redução na fração de austenita retida para todos os casos de ausforming em 450 °C, o que está diretamente conectado com o estímulo a transformação bainítica, que permitiu alcançar maiores volumes finais de bainita ferrítica. Em concordância com o ausforming realizado em 600 °C com temperatura de austenitização de 1000 °C, Figura 88 (a), é possível notar que quando a transformação ocorre com maior força motriz disponível, seja o incremento gerado pelo grão austenítico menor ou menor temperatura de transformação, há uma tendência para obtenção de frações menores de austenita retida. Porém, é importante ressaltar que, com a variação da temperatura de forjamento, há uma variação drástica na microestrutura resultante. Em um caso, a energia acumulada nos contornos de grão gerou ferrita poligonal, enquanto no segundo, a força motriz disponibilizada pela menor temperatura permitiu que a transformação bainítica fosse mantida, permitindo a obtenção de uma microestrutura com alta parcela de bainita ferrítica

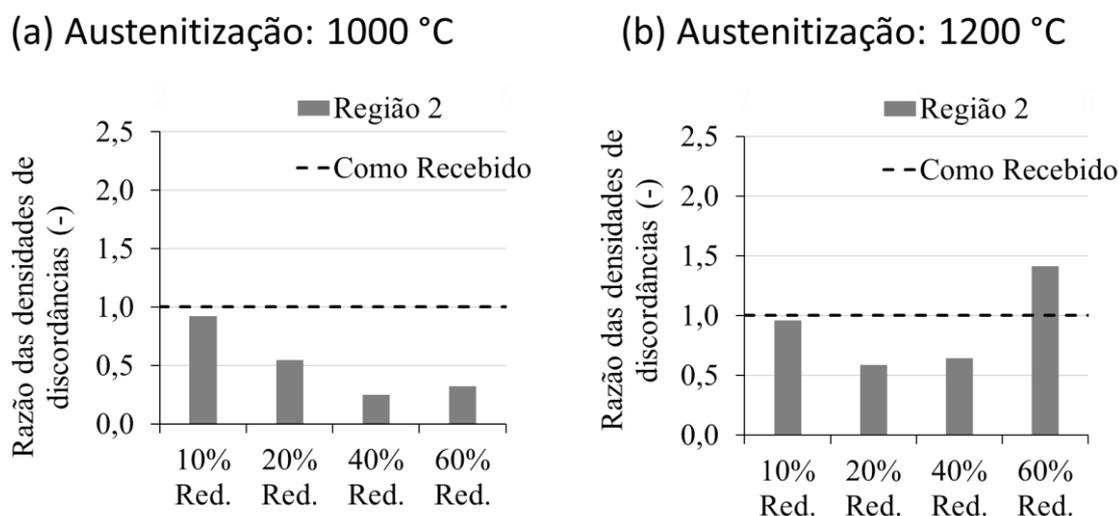
praticamente livre de ferrita poligonal. Nota-se que as frações de bainita não variaram abruptamente (média de $\approx 5,2$ %) com a redução aplicada, apontando que, nas condições termodinâmicas deste experimento, a transformação pode ter cessado, alcançando o limite de *quasi*-equilíbrio proposto pela curva T0.

Em vista do conteúdo de carbono em solução na austenita retida, a tendência apresentada na Figura 89 vai contra a teoria proposta pela transformação bainítica, que entende que maiores volumes de bainita ferrítica devem ocasionar em um maior grau de particionamento para a austenita retida remanescente, enriquecendo-a. Neste caso, a tendência apresentada aponta justamente o fenômeno oposto, de maneira que maiores reduções resultaram numa diminuição da mobilidade do carbono para a austenita retida. Esse mesmo efeito foi relatado no trabalho de Lemos Bevilaqua et al., (2020), que aplicaram, no mesmo material aqui estudado, uma redução de 40% no material austenitizado em 1050 °C e forjado em 950 °C, concluindo que a redução no conteúdo de carbono em solução está conectado com o acúmulo de carbono em regiões com maior densidade de discordâncias formando atmosferas de Cottrell, explicando a tendência observada na Figura 89. Além disso, a menor mobilidade do carbono na temperatura de 450 °C também pode ter contribuído para as diferentes tendências encontradas entre o ausforming realizado em 600 °C com austenitização em 1200 °C, mostrado Figura 88 (b), podendo ainda ter ampliado o efeito de aprisionamento de carbono em discordâncias. Esse efeito será novamente abordado na seção 4.3.4.4.

4.3.4.3 Ausforming 600 °C: Densidade de discordâncias

A Figura 90 apresenta a razão de densidades de discordâncias para as duas condições de austenitização do ausforming em 600 °C de acordo com a normalização de valores realizadas por meio equação (11). Esses valores foram normalizados de acordo com a equação (11) em função da densidade discordâncias do material como recebido (ver Tabela 10). Para fins de comparação, a densidade de discordância do material recebido DIN 18MnCrSiMo6-4 na condição como recebido também foi incluída.

Figura 90 – Razão das densidades de discordâncias *versus* redução aplicada para os ausformings realizados em 600 °C. A densidade de discordância do material como recebido foi adicionada para fins de comparação.



FONTE: Autor.

Evidentemente os efeitos da formação excessiva de ferrita poligonal também afetam a densidade de discordâncias finais obtidas. Isto é claramente visível na condição austenitizada em 1000 °C, Figura 90 (a), que exibe inicialmente uma densidade de discordâncias muito próxima do material como recebido, e, sucessivamente, uma queda linear na densidade de discordâncias com o aumento progressivo da redução. Devido ao caráter reconstutivo da ferrita poligonal, há um rearranjo atômico em sua formação, o que favorece uma microestrutura final com uma menor quantidade de defeitos. Mesmo para a condição com redução de 60%, que exibiu uma microestrutura final praticamente composta somente por ferrita e martensita, a densidade de discordâncias foi dominada pela matriz ferrítica, apresentando valores abaixo daqueles do material como recebido.

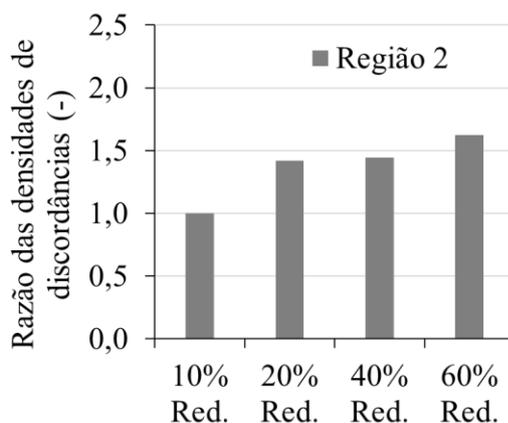
Para o caso com austenitização em 1200 °C, o comportamento é muito semelhante ao paralelo em 1000 °C, apresentando uma densidade de discordâncias inicial próximo ao material como recebido, que diminui progressivamente com o aumento da redução. Porém, como é visível na Figura 90 (b), há um salto na densidade de discordâncias da amostra reduzida em 60%. Neste caso, mesmo que com uma formação de ferrita poligonal, a microestrutura é composta de uma matriz de bainita com ilhas de martensita. Além disso, a bainita/martensita

remanescente foram enriquecidas pelo particionamento estimulado pela formação de ferrita poligonal, o que pode ter contribuído para a densidade de discordâncias observada.

4.3.4.4 Ausforming 450 °C: Densidade de discordâncias

A Figura 91 apresenta a razão de densidade de discordâncias para o ausforming realizado em 450 °C de acordo com a normalização de valores realizadas por meio da equação (11). Esses valores foram normalizados em função da densidade discordâncias para a condição de redução de 10% de acordo com o procedimento descrito na seção 3.6.4.3 (ver Tabela 10).

Figura 91 – Razão das densidades de discordâncias *versus* redução aplicada para o ausforming realizado em 450 °C.



FONTE: Autor.

Como foi discutido na seção 4.3.3.2, que abordou as durezas obtidas, houve um refinamento microestrutural resultante das condições termodinâmicas impostas, permitindo que a microestrutura bainítica se desenvolvesse de um grão austenítico mais resistente devido as condições de mecânicas e de temperatura impostas, sem a influência da ferrita poligonal. Este efeito é visível na Figura 91, que exibe uma tendência de aumento de densidade de discordâncias com o aumento da redução aplicada.

Em conexão com os resultados obtidos para o conteúdo de carbono em solução na austenita, na Figura 89, nota-se que a queda no conteúdo de carbono acompanhou o aumento na densidade de discordâncias. Essa relação suporta a hipótese proposta por Lemos Bevilaqua et al., (2020) em que há uma migração preferencial de átomos de carbono para atmosferas de Cottrell, prejudicando o particionamento de carbono para a austenita retida.

5. Conclusões

O presente trabalho avaliou a evolução microestrutural do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 quando sujeito a diversos tratamentos térmicos e termomecânicos a partir do condicionamento termodinâmico da austenita metaestável. Em vista dos resultados e discussões, as seguintes conclusões são apresentadas:

- Um método de tratamento térmico com resfriamento contínuo em dois estágios para aços bainíticos foi apresentado. Sua aplicação, apresenta uma nova rota de processamento para refinamento microestrutural. Porém, há a necessidade de uma análise do comportamento de resfriamento em consonância com a geometria do componente a ser tratado;
- A redução da temperatura de transformação bainítica, quando não influenciada por esforço mecânico, resulta numa variação microestrutural notável, da bainita granular com ferrita poligonal para bainita em ripas livre de ferrita poligonal. A menor temperatura também ocasiona um refinamento da microestrutura, que pode ser notado pelas variações de dureza e na condição das interfaces da microestrutura resultante;
- Quando sujeito ao tratamento térmico de resfriamento contínuo em dois estágios, grãos austeníticos prévios menores favorecem uma microestrutura bainítica mais refinada com uma austenita retida enriquecida em carbono, o que não foi observado quando a transformação se inicia de grãos mais grosseiros;
- A aplicação da deformação na austenita metaestável nas condições impostas neste trabalho foi acompanhada por um fenômeno de amaciamento que não foi observado quando a deformação foi realizada no campo de transformação da bainita;
- Em relação a aplicação de deformação na austenita metaestável em ≈ 600 °C:
 - A fração de ferrita poligonal aumenta com o grau de redução aplicada e com a diminuição da temperatura de austenitização. A variação desta fração foi conectada com a instabilidade dos contornos de grão;
 - Junto com a formação de ferrita poligonal, há um particionamento intrínseco de carbono para a austenita remanescente. Isso causa uma variação severa na microestrutura, de maneira que, conteúdos excessivos de ferrita poligonal resultam na formação de martensita;
 - A fração de ferrita poligonal também dita a dureza final das microestruturas geradas por este método. Não houve uma variação apreciável na dureza do material austenitizado em 1200 °C. Para o material austenitizado em 1000 °C, houve um incremento para as condições com baixa redução e para a condição com 60% de redução devido a formação de martensita;
 - Com o aumento da fração de ferrita, há uma queda progressiva na densidade de discordâncias, conectado com o mecanismo reconstrutivo da ferrita;
 - Entende-se que a aplicação de reduções altas nesta condição gera uma microestrutura heterogênea, limitando a aplicação prática de componentes por essa rota termomecânica.
- Em relação a aplicação de deformação na austenita metaestável em ≈ 450 °C:
 - A baixa temperatura de transformação permitiu evitar a formação excessiva de ferrita poligonal, o que permitiu que a transformação bainítica gozasse das

condições termodinâmicas utilizadas, ocasionando num refinamento microestrutural proporcional a deformação local;

- Foi possível identificar bainita em ripas apenas nas regiões de baixa e média deformações dos billets reduzidos em 10% e 20%, denotando que deformações altas favorecem a formação de bainita granular;
- Junto com a formação de bainita granular, tornou-se mais difícil identificar os contornos de grão prévio. Para o caso mais extremo, com 60% de redução, houve a formação de grãos extremamente finos de ferrita poligonal. Baseado nas suposições termodinâmicas abordadas durante o trabalho, os fenômenos de reorganização dos contornos de grão prévios e a formação da ferrita poligonal refinada foram relacionados com o efeito de acúmulo de energia local, que, ao alcançar níveis críticos de energia acumulada, dispararam possíveis fenômenos locais de reconstrução;
- Houve um incremento de dureza para todas as regiões dos billets forjados nesta condição;
- Houve uma redução da fração de austenita retida para todas as reduções, o que está de acordo com a teoria displaciva da transformação bainítica;
- O aumento na redução utilizada resultou numa redução do conteúdo de carbono em solução na austenita retida, mesmo com o aumento na fração de bainita, o que não está de acordo com a teoria da transformação bainítica. Isto foi relacionado com o aumento na densidade de discordâncias e mobilidade do carbono em menores temperaturas, o que pode ter provocado um déficit de carbono devido ao aprisionamento de átomos de carbono em defeitos.

6. Sugestões para trabalhos futuros

- Desenvolver uma metodologia para reduzir os gradientes de temperatura antes do ausforming;
- Estudar o efeito do resfriamento acelerado para o tratamento térmico proposto em banho de polímeros;
- Verificar por métodos *in-situ* se a deformação é de fato aplicada na austenita metaestável;
- Investigar se há benefício do refinamento gerado pelo ausforming nas propriedades mecânicas;
- Investigar os efeitos metalúrgicos do tratamento térmico contínuo de dois estágios em aços bainíticos com maiores conteúdos de carbono;
- Tornar os valores de densidade de discordâncias obtidos comparáveis utilizando métodos que descartem a influência dos instrumentos de medição utilizados.

7. Referências Bibliográficas

ANGELI, J. et al. Etching techniques for characterizing the phases of low-alloy dual-phase and TRIP steels. **Praktische Metallographie/Practical Metallography**, [s. l.], v. 43, n. 10, p. 489–504, 2006.

ASTM INTERNATIONAL. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. Astm E112-10. **ASTM INTERNATIONAL** [s. l.], p. 1–27, 2010.

AVISHAN, B.; TAVAKOLIAN, M.; YAZDANI, S. Two-step austempering of high performance steel with nanoscale microstructure. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 693, n. January, p. 178–185, 2017.

BABU, S. S.; BHADESHIA, H. K. D. H.. Mechanism of the transition from bainite to acicular ferrite. **Materials Transactions, JIM**, 32(8), pp.679-688. 1991.

BAMBERGER, E. N. The effect of ausforming on the rolling contact fatigue life of a typical bearing steel. **Journal of Lubrication Technology**, [s. l.], v. 89, p. 63–75, 1967.

BELADI, H. et al. Ultrafine ferrite formation through isothermal static phase transformation. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 59, n. 10, p. 4186–4196, 2011.

BHADESHIA, H. K. D. H. Geometry of crystals. Vol. 8. **London: Institute of Materials**, 2001.

BHADESHIA, H. K. D. H. 52nd Hatfield Memorial Lecture large chunks of very strong steel. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 21, n. 11, p. 1293–1302, 2005.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels.Theory and Practice**. [s.l: s.n.].

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels and Properties**. [s.l: s.n.].

BROFMAN, P. J.; ANSELL, G. S. ON THE EFFECT OF FINE GRAIN SIZE ON THE Ms TEMPERATURE IN Fe-27Ni-0. 025C ALLOYS. **Metallurgical transactions. A, Physical metallurgy and materials science**, [s. l.], v. 14 A, n. 9, p. 1929–1931, 1983.

CABALLERO, F. G. et al. Design of novel high strength bainitic steels: Part 1. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 17, n. 5, p. 512–516, 2001.

CABALLERO, F. G. et al. Very strong low temperature bainite. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 18, n. 3, p. 279–284, 2002.

CABALLERO, F. G. et al. Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 55, n. 1, p. 381–390, 2007.

CABALLERO, F. G. et al. Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 28, n. 1, p. 95–102, 2012.

CABALLERO, F. G. Carbide-free bainite in steels. In: **Phase Transformations in Steels**. [s.l: s.n.].

CABALLERO, F. G. et al. Understanding mechanical properties of nano-grained bainitic steels from multiscale structural analysis. **Metals**, [s. l.], v. 9, n. 4, 2019.

CADONI, E. et al. Mechanical behaviour of quenched and self-tempered reinforcing steel in

tension under high strain rate. **Materials and Design**, [s. l.], 2013.

CARVALHO, A. R. T. Estudo da influência da agitação e da severidade de têmpera do meio de resfriamento na determinação de velocidades críticas de têmpera. 2004.

CHANG, L. C.; BHADESHIA, H. K. D. H. Stress-affected transformation to lower bainite. **Journal of Materials Science**, [s. l.], v. 31, n. 8, p. 2145–2148, 1996.

CHEN, G. et al. Optimizing microstructure and property by ausforming in a medium-carbon bainitic steel. **ISIJ International**, [s. l.], v. 60, n. 9, p. 2007–2014, 2020.

CULLITY, B. D.; STOCK, S. R. Diffraction III: Real Samples. **Elements of X-Ray Diffraction**, [s. l.], 2014.

DHUA, S. K.; MUKERJEE, D.; SARMA, D. S. Effect of cooling rate on the as-quenched microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel plates. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, [s. l.], v. 34 A, n. 11, 2003.

DIETER, G E. "Introduction to Workability." **ASM Handbook 14** 786-787. 2004.

DONG, J. et al. Study of microstructural development of bainitic steel using eddy current and synchrotron XRD in-situ measurement techniques during thermomechanical treatment. **HTM - Journal of Heat Treatment and Materials**, [s. l.], v. 75, n. 1, p. 3–22, 2020.

DYSON DJ; HOLMES B. Effect of alloying additions on the lattice parameter of austenite. **J Iron Steel Inst (London)**, [s. l.], v. 208, n. pt 5, 1970.

ERICSSON T. Principles of heat treating of steels. In: **ASM Handbook Committee. ASM Handbook. Vol. 4: Heat Treating**. Materials Park: ASM International; p. 14-30. 1991.

FAN, H. liang et al. Effects of ausforming strain on bainite transformation in nanostructured bainite steel. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, [s. l.], v. 24, n. 3, p. 264–270, 2017.

GALINDO-NAVA, E. I.; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, P. E. J. A model for the microstructure behaviour and strength evolution in lath martensite. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 98, p. 81–93, 2015.

GAO, G. et al. Inverted multi-step bainitic austempering process routes: Enhanced strength and ductility. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 736, n. June, p. 298–305, 2018.

GARCIA-MATEO, C. et al. Low temperature bainitic ferrite: Evidence of carbon supersaturation and tetragonality. **Acta Materialia**, [s. l.], 2015.

GARCIA-MATEO, C. et al. Transferring Nanoscale Bainite Concept to Lower C Contents: A Perspective. **Metals**, [s. l.], v. 7, n. 5, p. 159, 2017.

GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H. Acceleration of low-temperature bainite. **ISIJ International**, [s. l.], v. 43, n. 11, p. 1821–1825, 2003. a.

GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H. Development of Hard Bainite. **ISIJ International**, [s. l.], v. 43, n. 8, p. 1238–1243, 2003. b.

GARCIA-MATEO, C.; CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H. Mechanical properties of low-temperature bainite. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 500–501, p. 495–

502, 2005.

GOLCHIN, S.; AVISHAN, B.; YAZDANI, S. Effect of 10% ausforming on impact toughness of nano bainite austempered at 300°C. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 656, p. 94–101, 2016.

GONG, W. et al. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 61, n. 11, p. 4142–4154, 2013.

GUO, H. et al. Effects of ausforming temperature on bainite transformation kinetics, microstructures and mechanical properties in ultra-fine bainitic steel. **Journal of Materials Research and Technology**, [s. l.], v. 9, n. 2, p. 1593–1605, 2020.

GUO, H. et al. Bainite transformation behavior, microstructural feature and mechanical properties of nanostructured bainitic steel subjected to ausforming with different strain. **Journal of Materials Research and Technology**, [s. l.], v. 9, n. 4, p. 9206–9218, 2020. b.

HASE, K.; GARCIA-MATEO, C.; BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite formation influenced by large stress. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 20, n. 12, p. 1499–1505, 2004.

HATTAR, K. Deformation structures including twins in nanograined pure metals. [s.l.] : **Woodhead Publishing Limited**, 2011.

HE, J. et al. Acceleration of nanobainite transformation by multi-step ausforming process. **Scripta Materialia**, [s. l.], v. 107, p. 71–74, 2015.

HE, S. H. et al. On the correlation among dislocation density, lath thickness and yield stress of bainite. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 135, p. 382–389, 2017.

HU, H. et al. New insights to the effects of ausforming on the bainitic transformation. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 626, p. 34–40, 2015.

HUANG, K.; LOGÉ, R. E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. **Materials & Design**, 111, p. 548-574. 2016.

JÄRVINEN, M. Texture Effect in X-Ray Analysis of Retained Austenite in Steels. **Textures and Microstructures**, [s. l.], v. 26, n. C, p. 93–101, 1996.

JIANG, T. et al. Effect of austenite grain size on transformation of nanobainite and its mechanical properties. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 666, p. 207–213, 2016.

JOSEFSSON, B.; ANDRÉN, H. O. Microstructure of granular bainite. **Le Journal de Physique Colloques**, [s. l.], v. 49, n. C6, p. C6-293-C6-298, 1988

KABIRMOHAMMADI, M.; AVISHAN, B.; YAZDANI, S. Transformation kinetics and microstructural features in Low-Temperature Bainite after ausforming process. **Materials Chemistry and Physics**, [s. l.], v. 184, p. 306–317, 2016.

KANG, J. S.; SEOL, J. B.; PARK, C. G. Three-dimensional characterization of bainitic microstructures in low-carbon high-strength low-alloy steel studied by electron backscatter diffraction. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 79, p. 110–121, 2013.

KAREWAR, S.; SIETSMA, J.; SANTOFIMIA, M. J. Effect of pre-existing defects in the parent fcc phase on atomistic mechanisms during the martensitic transformation in pure Fe: A molecular dynamics study. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 142, p. 71–81, 2018.

- KAPPES, M. et al. Sulfide stress cracking of nickel-containing low-alloy steels. **Corrosion Reviews**, [s. l.], v. 32, n. 3–4, p. 101–128, 2014.
- KRAUSS, G. Martensite in steel: Strength and structure. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 273–275, p. 40–57, 1999.
- KRAUSS, G. Steels: processing, structure, and performance. **Asm International**, 2015.
- KUNDU, S.; HASE, K.; BHADESHIA, H. K. D. H. Crystallographic texture of stress-affected bainite. **Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, [s. l.], v. 463, n. 2085, p. 2309–2328, 2007.
- LAN, L.; SHAO, G. Morphological evolution of HAZ microstructures in low carbon steel during simulated welding thermal cycle. **Micron**, [s. l.], v. 131, n. November 2019, p. 102828, 2020.
- LANGFORD, G.; COHEN, M. Calculation of cell-size strengthening of wire-drawn iron. **Metallurgical and Materials Transactions**, [s. l.], v. 1, n. 5, p. 1478–1480, 1970.
- LEMONS BEVILAQUA, W. et al. In Situ Investigation of the Bainitic Transformation from Deformed Austenite During Continuous Cooling in a Low Carbon Mn-Si-Cr-Mo Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, [s. l.], v. 51, n. 7, p. 3627–3637, 2020.
- LI, J. et al. Effect of two-step bainite treatment on the morphology and texture of retained austenite and mechanical properties of austenitizing pretreated transformation-induced plasticity steel. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 771, n. October 2019, p. 138567, 2020.
- LONG, X. Y. et al. Carbide-free bainite in medium carbon steel. **Materials and Design**, [s. l.], v. 64, p. 237–245, 2014.
- LU, Y.; YU, H.; SISSON, R. D. The effect of carbon content on the c/a ratio of as-quenched martensite in Fe-C alloys. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 700, n. May, p. 592–597, 2017.
- MARSCHALL, CHARLES W. Hot-Cold Working of Steel to Improve Strength. Vol. 192. Defense Metals Information Center, Battelle Memorial Institute, 1963.
- MILITZER, M. Thermomechanical Processed Steels. **Comprehensive Materials Processing**, Elsevier. p. 191 - 216. 2014.
- MIYAMOTO, G. et al. Precise measurement of strain accommodation in austenite matrix surrounding martensite in ferrous alloys by electron backscatter diffraction analysis. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 57, n. 4, p. 1120–1131, 2009.
- MORITO, S. et al. The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 51, n. 6, p. 1789–1799, 2003.
- MOUSALOU, H. et al. Microstructural and mechanical properties of low-carbon ultra-fine bainitic steel produced by multi-step austempering process. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 734, n. May, p. 329–337, 2018.
- MUKHERJEE, J. K. Thermomechanical ausforming technique for producing substitute ultra high strength steels. **Symposium on Metallurgy of Substitute Ferrous & Non-Ferrous**

Alloys, [s. l.], 1966.

NAVARRO-LÓPEZ, A.; SIETSMA, J.; SANTOFIMIA, M. J. Effect of Prior Athermal Martensite on the Isothermal Transformation Kinetics Below M_s in a Low-C High-Si Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, [s. l.], v. 47, n. 3, p. 1028–1039, 2016.

OLSON, G. B.; BHADSHIA, H. K. D. H.; COHEN, M. Coupled diffusional/displacive transformations. **Acta Metallurgica**, [s. l.], v. 37, n. 2, p. 381–390, 1989.

OLSON, G. B.; COHEN, M. A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC \rightarrow HCP transformation. **Metallurgical Transactions A**, [s. l.], v. 7, n. 12, p. 1897–1904, 1976.

PAXTON, H. W. Commentary by: Transformation of austenite at constant subcritical temperatures. **Metallurgical Transactions**, [s. l.], v. 1, n. 12, p. 3479–3501, 1970.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. . Phase Transformation in Metals and Alloys. **Chapman & Hall**, [s. l.], n. 1, p. 1–5, 2014.

RAVI, A. M.; SIETSMA, J.; SANTOFIMIA, M. J. The role of grain-boundary cementite in bainite formation in high-carbon steels. **Scripta Materialia**, [s. l.], v. 185, p. 7–11, 2020.

REISINGER, S. et al. Differentiation of grain orientation with corrosive and colour etching on a granular bainitic steel. **Micron**, [s. l.], v. 99, n. April, p. 67–73, 2017.

REMENTERIA, R. et al. Quantitative assessment of carbon allocation anomalies in low temperature bainite. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 133, p. 333–345, 2017.

ROLLETT, A. et al.. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. **Newnes**. 2017.

RIOS, PR; PADILHA, AF. Transformações de fase. Artliber, 2007.

SAKUMA, Y.; MATSUMURA, O.; TAKECHI, H. Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions. **Metallurgical Transactions A**, [s. l.], v. 22, n. 2, p. 489–498, 1991.

SCHMATZ, D. J.; ZACKAY, V. F. Development of ultra-high strength steel by deformation of undercooled austenite. **Metal Science and Heat Treatment**, [s. l.], v. 2, n. 7, p. 417–418, 1960.

SHIPWAY, P. H.; BHADSHIA, H. K. D. H. Mechanical stabilisation of bainite. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, [s. l.], v. 11, n. 11, p. 1116–1128, 1995.

SIETSMA, J. Nucleation and growth during the austenite-to-ferrite phase transformation in steels after plastic deformation. **Phase Transformations in Steels**, [s. l.], v. 1, p. 505–526, 2012.

SILVEIRA, A. Estudo para Aplicação do Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 em Forjamento a Quente. 2019.

SILVEIRA, A. C. de F. et al. Influence of Hot Forging Parameters on a Low Carbon Continuous Cooling Bainitic Steel Microstructure. **Metals**, [s. l.], v. 10, n. 5, p. 601, 2020.

SINGH, S. B.; BHADSHIA, H. K. D. H. Quantitative evidence for mechanical stabilisation of bainite. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 12, n. 7, 1996.

- SONG, W. et al. Atomic-scale investigation of ϵ and θ precipitates in bainite in 100Cr6 bearing steel by atom probe tomography and ab initio calculations. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 61, n. 20, p. 7582–7590, 2013.
- SOURMAIL, T. Bainite and superbainite in long products and forged applications. **HTM - Journal of Heat Treatment and Materials**, [s. l.], v. 72, n. 6, p. 371–378, 2017.
- SUNG, H. K. et al. Effects of cooling conditions on microstructure, tensile properties, and charpy impact toughness of low-carbon high-strength bainitic steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, [s. l.], v. 44, n. 1, p. 294–302, 2013.
- TAMURA, IMAO, et al. Hardness and Structure of Ausformed Fe-Ni and Fe-Ni-C Alloys. **Transactions of the Japan Institute of Metals** 5.1 (1964): 47-52.
- TAMURA, IMAO, MASAO IBARAKI, AND HARUO NOZAKI. Some Experiments on Ausforming of Tool Steels. **Transactions of the Japan Institute of Metals** 7.4 (1966): 248-252.
- TAMURA, I. Some Fundamental Steps in Thermomechanical Processing of Steels. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, [s. l.], v. 27, n. 10, p. 763–779, 1987.
- TIMOKHINA, I. B. et al. Nanoscale microstructural characterization of a nanobainitic steel. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 59, n. 14, p. 5511–5522, 2011.
- TOTTEN, G E.; CHARLES E. B.; and CLINTON N. A.. Handbook of quenchants and quenching technology. **ASM international**, v.1, 1993.
- VIEIRA, E. da R. et al. Effects of the variation of the concentration of aqueous polymer solution based on PVP in the quenching of AISI 4140 steel. **Revista Materia**, [s. l.], v. 24, n. 3, 2019.
- VIEIRA, E. da R. et al. Evaluation of the characteristics of an AISI 1045 steel quenched in different concentration of polymer solutions of polyvinylpyrrolidone. **Scientific Reports**, [s. l.], v. 11, n. 1, p. 1–8, 2021.
- WANG, T. S. et al. Martensitic transformation behaviour of deformed supercooled austenite. **Scripta Materialia**, [s. l.], v. 68, n. 2, p. 162–165, 2013.
- WANG, X. L. et al. Multi-step isothermal bainitic transformation in medium-carbon steel. **Scripta Materialia**, [s. l.], v. 74, p. 56–59, 2014.
- WILLIAM D. CALLISTER, J.; DAVID G. RETHWISCH. Fundamentals Materials science and Engineering : An Integrated Approach. [s. l.], n. 5th Edition, p. 1–964, 2015.
- WILLIAMSON, G. K.; SMALLMAN, R. E. III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray Debye-Scherrer spectrum. **Philosophical Magazine**, [s. l.], v. 1, n. 1, p. 34–46, 1956.
- ZAJAC, S.; SCHWINN, V.; TACKE, K. H. Characterisation and Quantification of Complex Bainitic Microstructures in High and Ultra-High Strength Linepipe Steels. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 500–501, p. 387–394, 2005.
- ZHANG, M. et al. Effects of ausforming on isothermal bainite transformation behaviour and microstructural refinement in medium-carbon Si-Al-rich alloy steel. **Materials and Design**, [s. l.], v. 62, p. 168–174, 2014.

ZHAO, H.; WYNNE, B. P.; PALMIERE, E. J. Effect of austenite grain size on the bainitic ferrite morphology and grain refinement of a pipeline steel after continuous cooling. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 123, p. 128–136, 2017.

ZHAO, L. et al. Producing superfine low-carbon bainitic structure through a new combined thermo-mechanical process. **Journal of Alloys and Compounds**, [s. l.], v. 685, p. 300–303, 2016.

ZHAO, L. et al. The combining effects of ausforming and below-Ms or above-Ms austempering on the transformation kinetics, microstructure and mechanical properties of low-carbon bainitic steel. **Materials and Design**, [s. l.], v. 183, p. 108123, 2019.

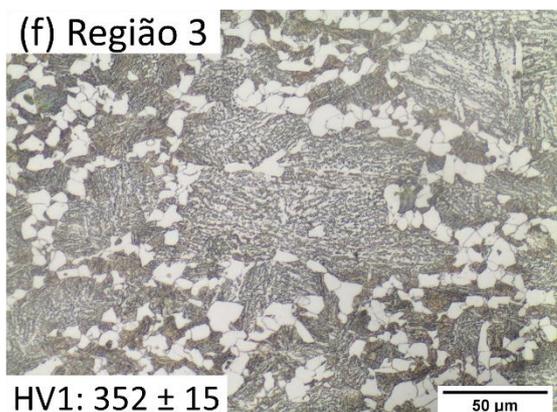
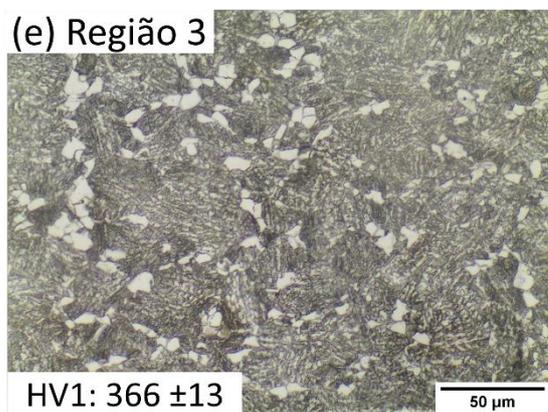
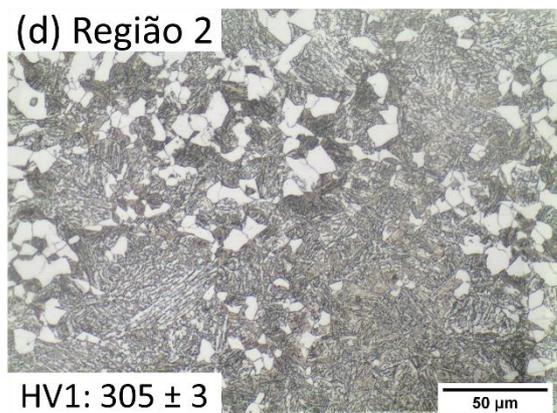
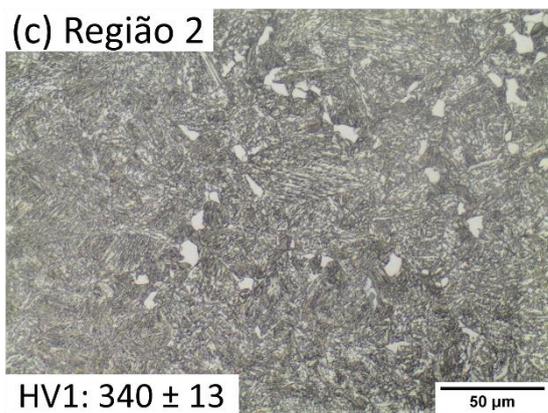
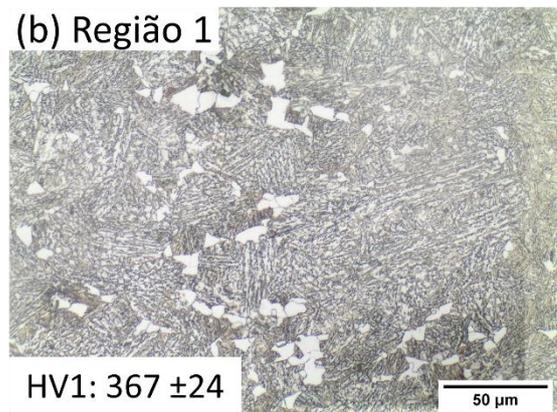
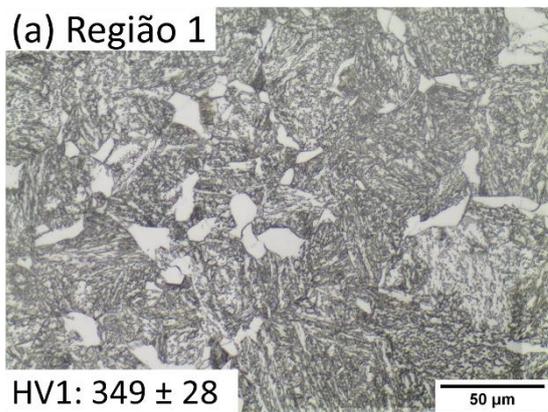
ZHU, K. et al. The effect of prior ferrite formation on bainite and martensite transformation kinetics in advanced high-strength steels. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 61, n. 16, p. 6025–6036, 2013.

ZUO, X. W. et al. Development of multi-cycle quenching-partitioning-tempering process and its applications in engineering. **International Heat Treatment and Surface Engineering**, [s. l.], v. 8, n. 1, p. 15–23, 2014.

Anexo A – Microestruturas das reduções de 20% e 40%

Este anexo traz as microestruturas forjadas com redução de 20% e 40%. A Figura 92 exibe as microestruturas do ausforming realizado em 600 °C com austenitização em 1200 °C.

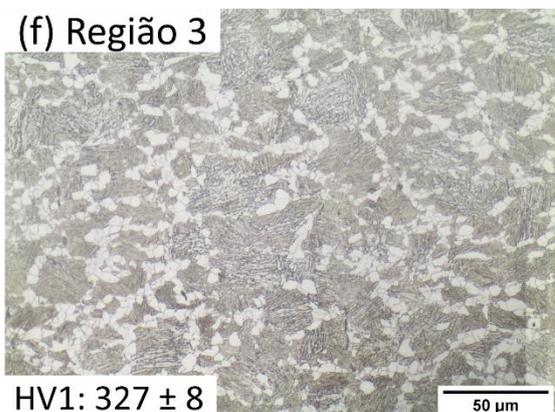
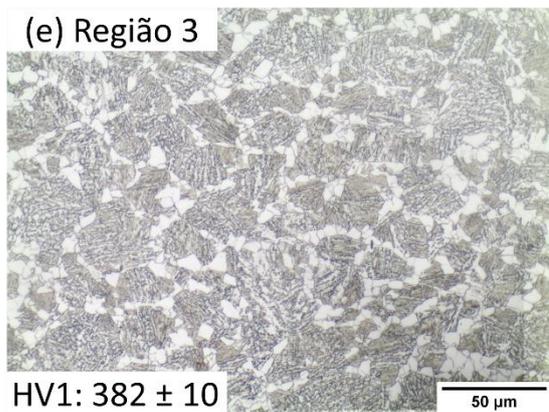
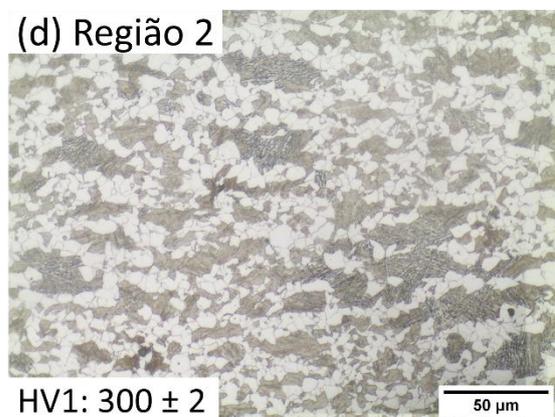
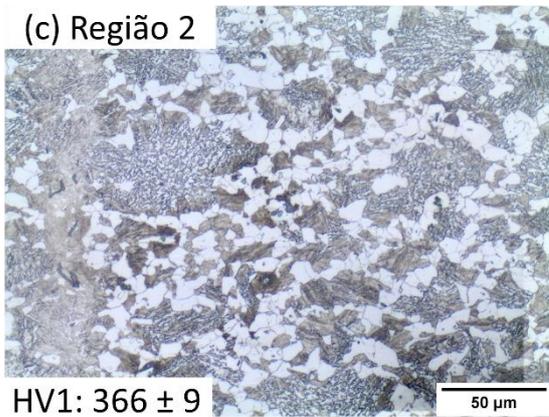
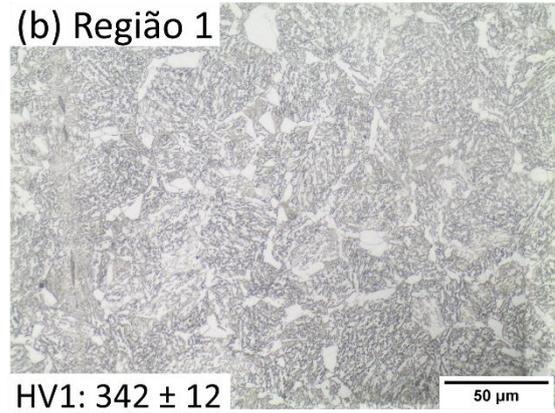
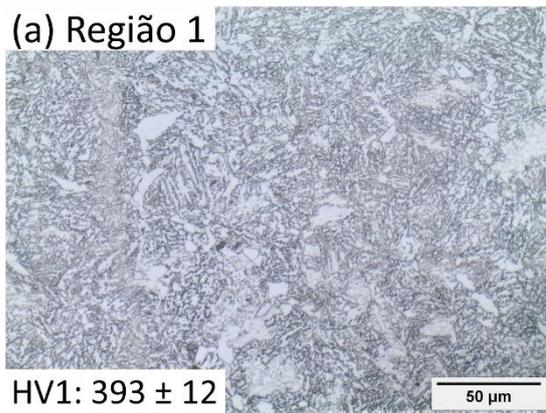
Figura 92 – Microestruturas resultantes para as regiões 1, 2 e 3 do ausforming em 600 °C com austenitização em 1200 °C. (a, c, e) são as microestruturas resultantes da redução de 20% enquanto (b, d, f) as microestruturas resultantes da redução de 40%.



FONTE: Autor.

A Figura 93 exibe as microestruturas do ausforming realizado em 600 °C com austenitização em 1000 °C

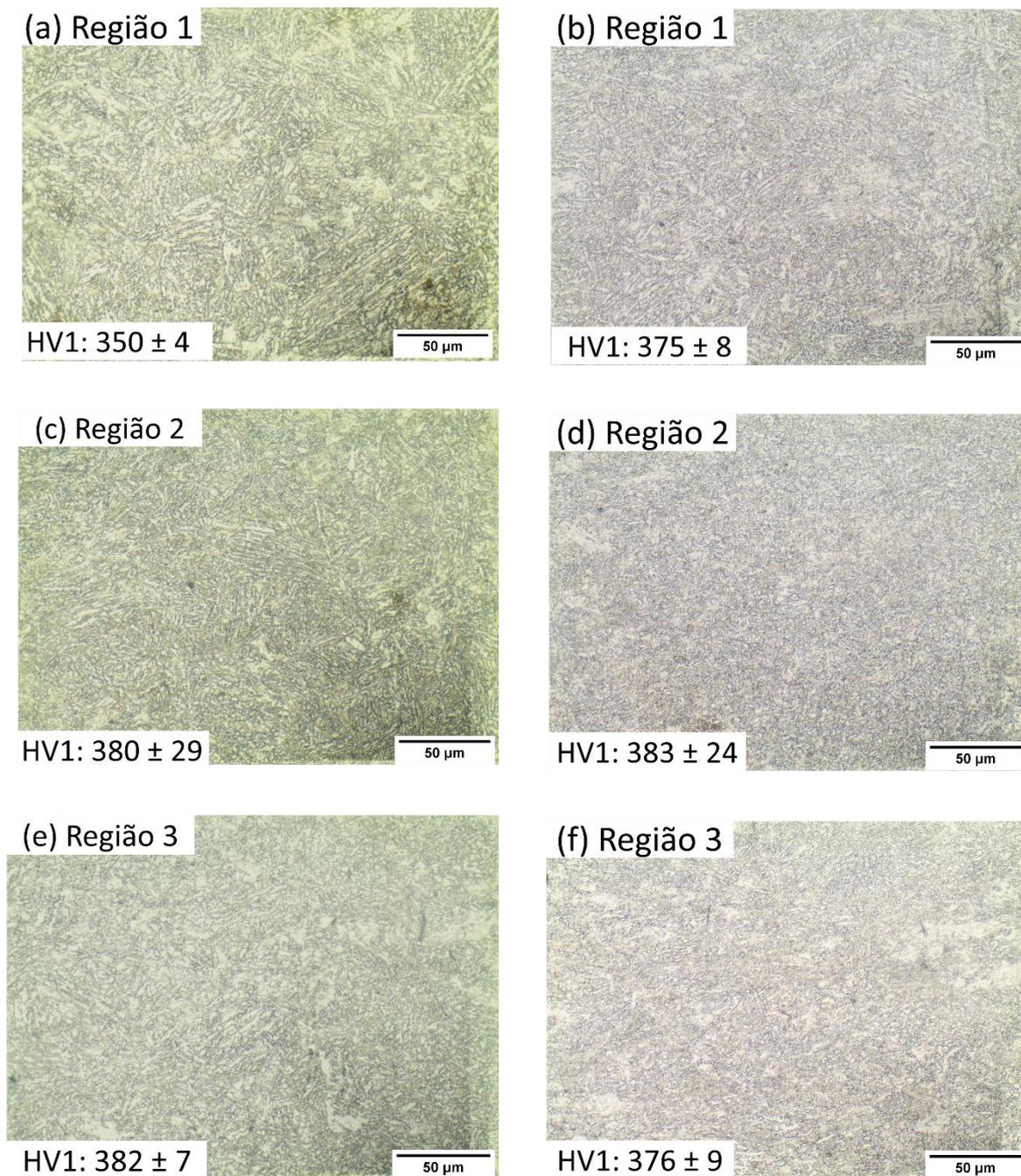
Figura 93 – Microestruturas resultantes para as regiões 1, 2 e 3 do ausforming em 600 °C com austenitização em 1000 °C. (a, c, e) são as microestruturas resultantes da redução de 20% enquanto (b, d, f) as microestruturas resultantes da redução de 40%.



FONTE: Autor.

A Figura 94 exibe aquelas resultantes do ausforming em 450 °C.

Figura 94 – Microestruturas resultantes para as regiões 1, 2 e 3 do ausforming em 450 °C (a, c, e) indicam as microestruturas resultantes da redução de 20% enquanto (b, d, f) as microestruturas resultantes da redução de 40%.

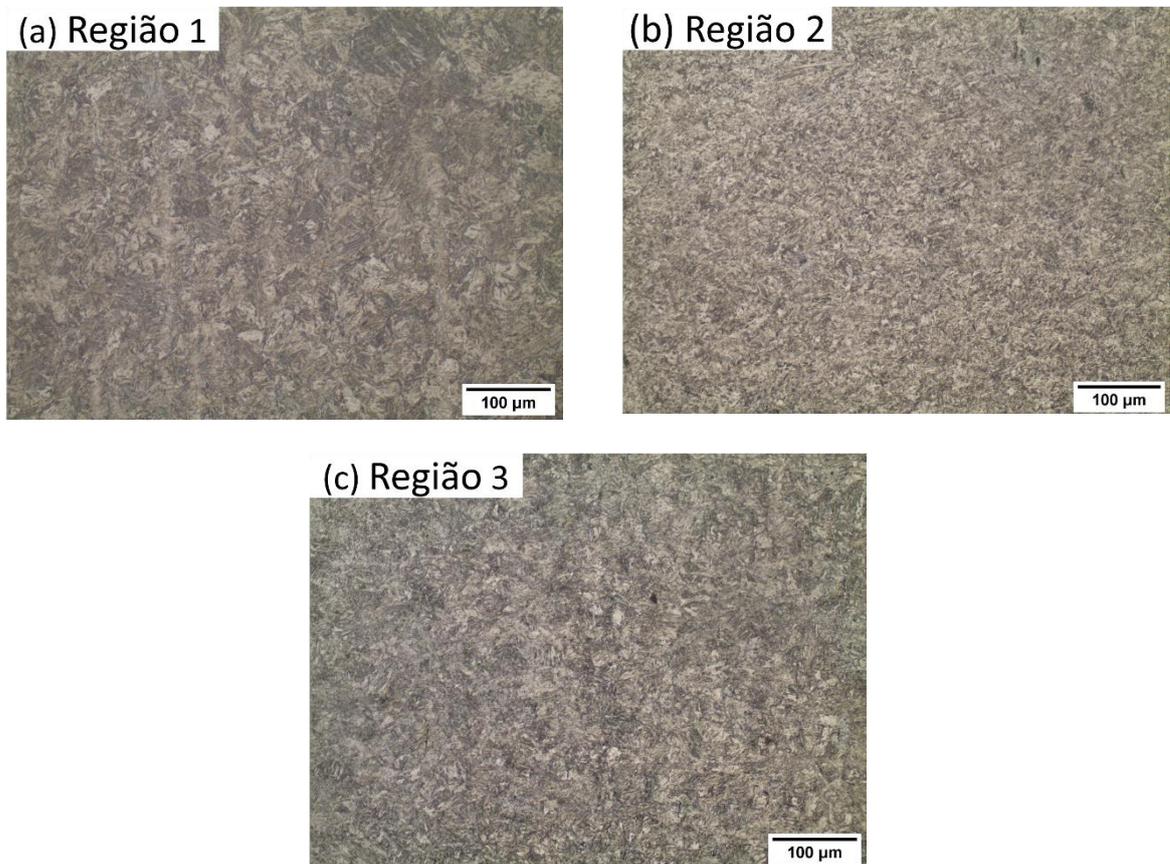


FONTE: Autor.

Anexo B – Ausforming?

Uma das premissas desta dissertação é que a deformação foi aplicada na austenita metaestável, sem que a deformação disparasse a transformação bainítica durante a ocorrência da deformação. De acordo com a literatura clássica de transformações de fase, tensões trativas e compressivas sempre aceleram a transformação, enquanto tensões hidrostáticas desaceleram a reação. Portanto, dependendo do balanço de tensões locais, pode ocorrer um início prematuro da transformação, o que é indesejável neste caso. Porém, investigar se de fato a transformação ocorre na austenita metaestável é uma tarefa complexa com ensaios *ex-situ*, visto que há a necessidade de capturar informações metalúrgicas sobre o processo *durante* o processo, o que necessita de métodos avançados *in-situ* como é o caso de ensaios altamente tecnológicos como difração de raios-X ou nêutrons. Neste trabalho, a utilização de tais métodos ficou fora do escopo, porém, existem duas evidências que apontam que o ausforming aqui realizado aconteceu na austenita metaestável. A primeira delas é visível na Figura 80, na qual é possível notar que houve amaciamento no processo, o que seria dificultado caso houvesse a transformação para bainita durante o forjamento, corroborado pelo fato de que o ausforming no campo bainítico não apresentou amaciamento apreciável. Segundamente, foi realizado uma têmpera imediatamente após a etapa de redução do ausforming em 600 °C, com austenitização em 1000 °C e redução de 40 %. Esta têmpera visou congelar a microestrutura imediatamente após a aplicação da deformação. Caso fosse detectada a presença de bainita ou ferrita poligonal, haveria um indício de que a deformação induziu a transformação prematura. A Figura 95 mostra as regiões 1, 2 e 3 desta amostra ausforjada e temperada.

Figura 95 – Microestruturas para as regiões resultantes da têmpera imediatamente após a aplicação da deformação em ausforming 600 °C com austenitização em 1000 °C e redução de 40%. (a) indica a região 1, (b) a região 2 e (c) a região 3.



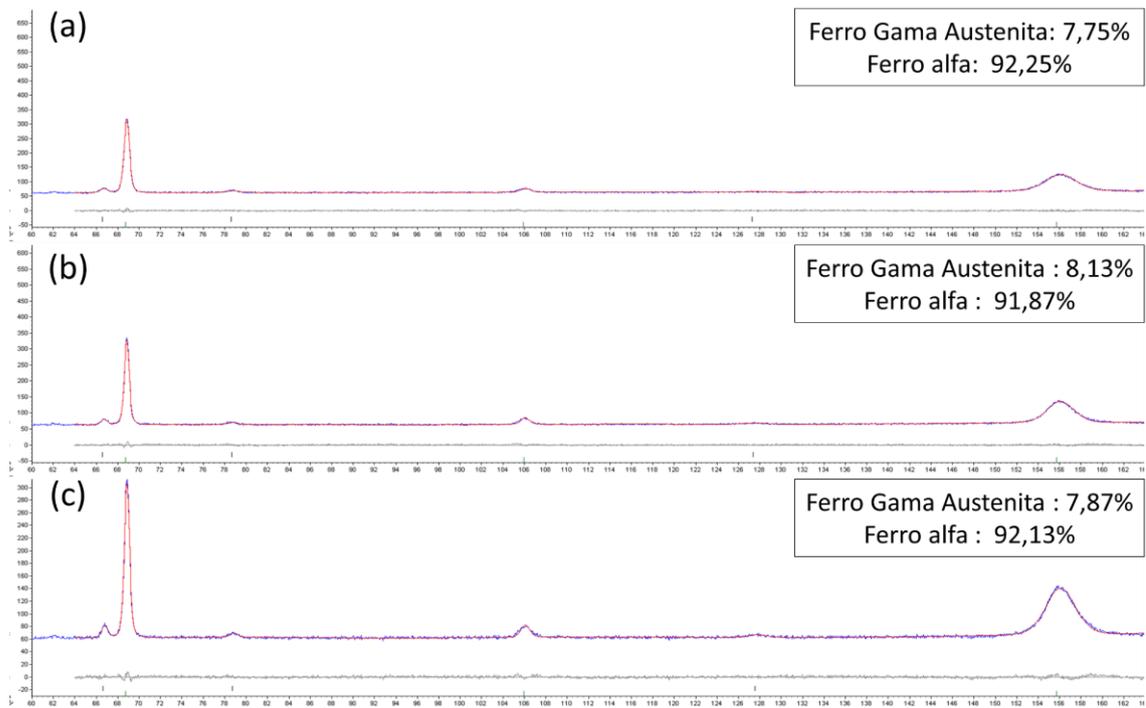
FONTE: Autor.

Como é notável na Figura 95, não houve transformação precoce para bainita ou ferrita, corroborando o fato de que a deformação foi aplicada na austenita metaestável. Essas evidências indicam que pode haver uma parcela considerável de pressão hidrostática causada pelo forjamento. Além disso, é possível ver que a deformação também impactou na morfologia martensítica, resultando numa microestrutura mais refinada de acordo com o grau de deformação.

Anexo C – Difratomogramas

Este anexo traz os difratogramas que foram utilizados para medição das frações de ferrita e austenita retida utilizadas neste trabalho. As imagens trazem os padrões de difração não refinados sobrepostos com os refinamentos de Rietveld e a diferença entre os difratogramas refinados e não refinados. A ordenada dos gráficos mostra a intensidade enquanto a abcissa os valores 2θ .

Figura 96 – Padrões de difração para o tratamento térmico com austenitização em 1000 °C. (a) núcleo, (b) meio-raio e (c) superfície (linha azul: difração não refinada, linha vermelha: refinamento aplicado e linha cinza: diferença entre difrações refinadas e não refinadas).



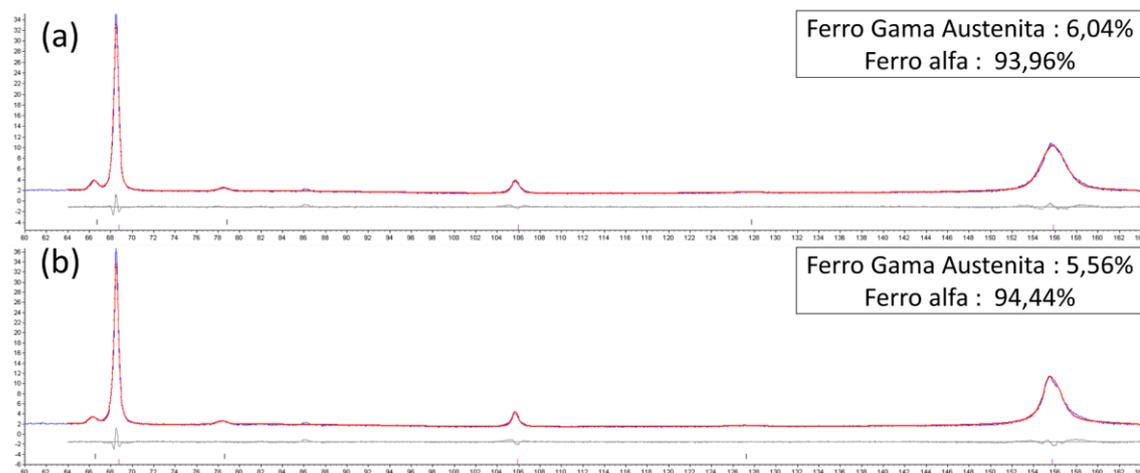
FONTE: Autor.

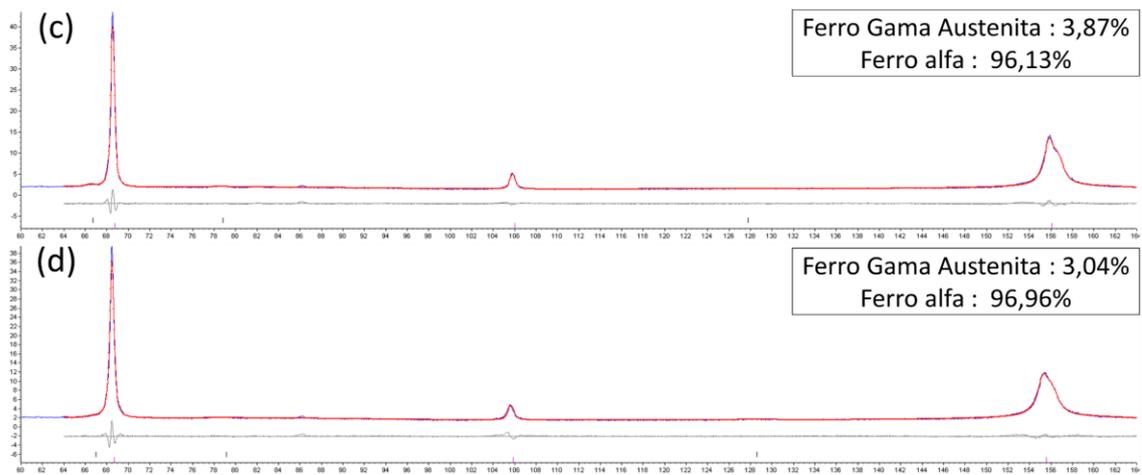
Figura 97 – Padrões de difração para o tratamento térmico com austenitização em 1200 °C. (a) núcleo, (b) meio-raio e (c) superfície (linha azul: difração não refinada, linha vermelha: refinamento aplicado e linha cinza: diferença entre difrações refinadas e não refinadas).



FONTE: Autor.

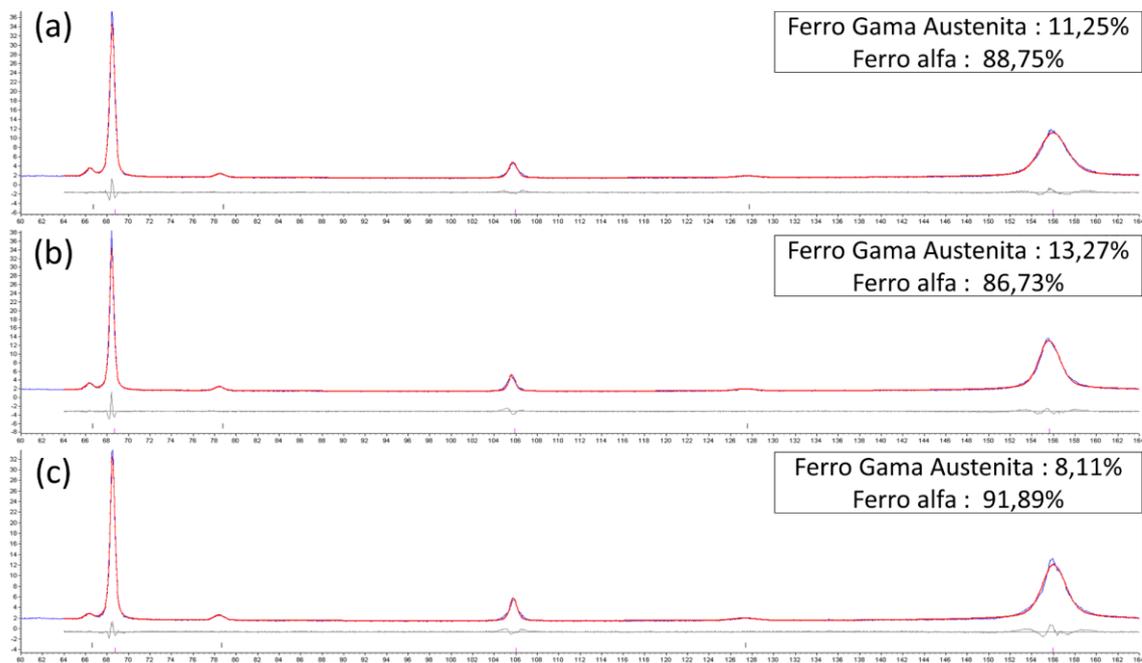
Figura 98 – Padrões de difração para a região “2” do ausforming realizado em 600 °C com austenitização em 1000 °C. Reduções de: (a) 10% (b) 20% (c) 40% e (d) 60% (linha azul: difração não refinada, linha vermelha: refinamento aplicado e linha cinza: diferença entre difrações refinadas e não refinadas).

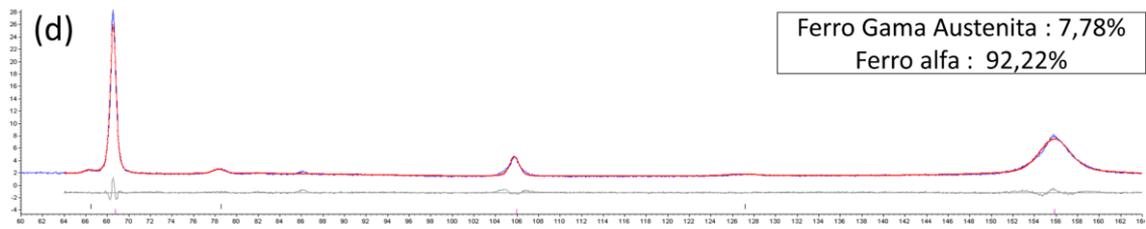




FONTE: Autor.

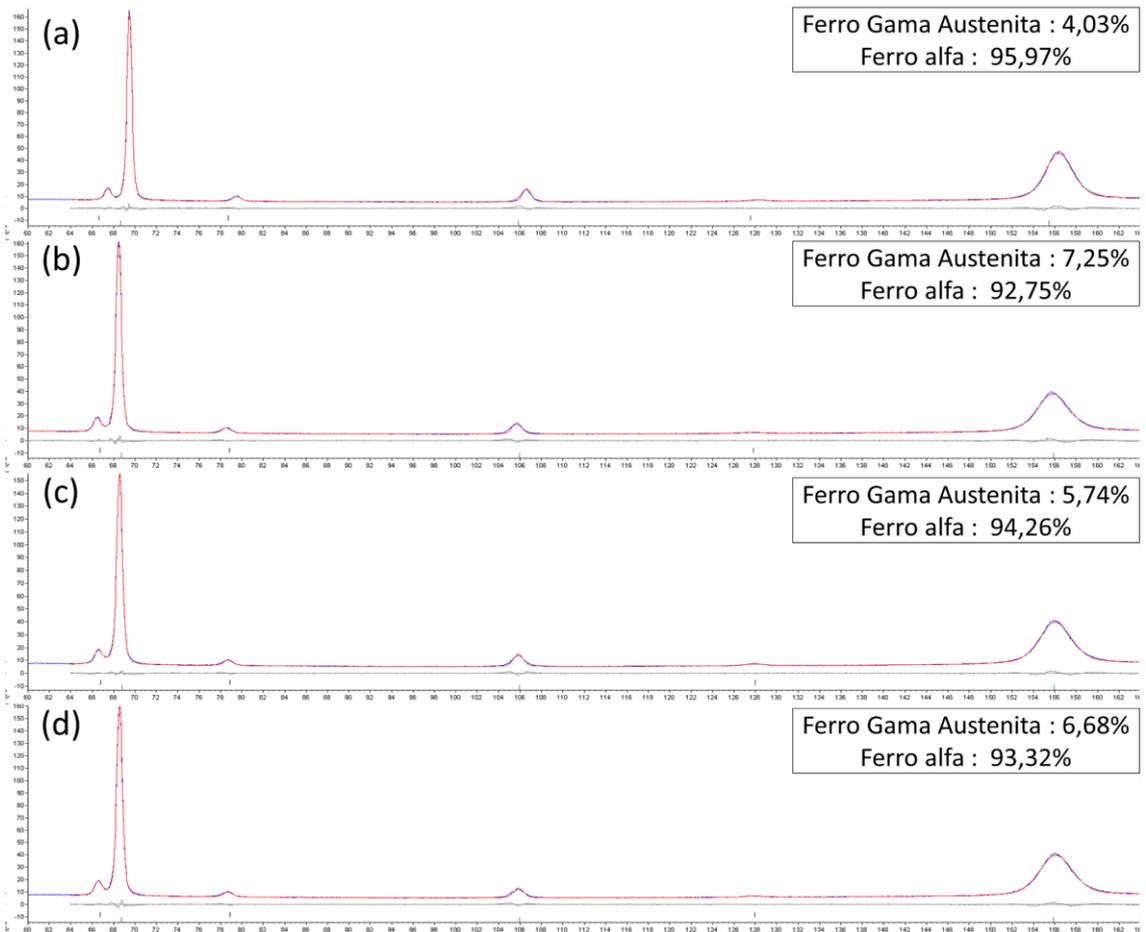
Figura 99 – Padrões de difração para a região “2” do ausforming realizado em 600 °C com austenitização em 1200 °C. Reduções de: (a) 10% (b) 20% (c) 40% e (d) 60% (linha azul: difração não refinada, linha vermelha: refinamento aplicado e linha cinza: diferença entre difrações refinadas e não refinadas).





FONTE: Autor.

Figura 100 – Padrões de difração para a região “2” do ausforming realizado em 450 °C com austenitização em 1200 °C. Reduções de: (a) 10% (b) 20% (c) 40% e (d) 60% (linha azul: difração não refinada, linha vermelha: refinamento aplicado e linha cinza: diferença entre difrações refinadas e não refinadas).



FONTE: Autor.