

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

Estudo *In-Situ* de Rotas de Processamento Termomecânico para um Aço Bainítico através de Dilatometria Assistida à Laser e por Correntes Parasitas

Rodrigo Afonso Hatwig
Engenheiro Metalúrgico

Porto Alegre
2022

RODRIGO AFONSO HATWIG
Engenheiro Metalúrgico

**Estudo *In-Situ* de Rotas de Processamento Termomecânico para um Aço
Bainítico através de Dilatometria Assistida à Laser e por Correntes Parasitas**

Tese submetida à banca examinadora do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, PPGE3M, da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do Título de Doutor em Engenharia, modalidade acadêmica.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha
Coordenador do PPGE3M: Prof. Dr. Afonso Reguly

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Carlos Augusto Silva de Oliveira
Prof. Dr. Thomas Gabriel Rosauo Clarke
Prof. Dr. William Lemos Bevilaqua

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Alexandre da Silva Rocha pela oportunidade, conselhos e confiança em mim depositados.

Ao *Leibniz-Institut Für Werkstofforientierte Technologien - IWT*, em Bremen / Alemanha, especialmente ao Dr.-Ing. Jeremy Epp e a Dr.-Ing. Juan Dong, pelo acolhimento e suporte à realização deste trabalho.

Ao Dr.-Ing. Münip Dalgic responsável pela execução da extensa 'bateria' de experimentos *in-situ*.

Aos integrantes do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) e, especialmente, aos colegas do Grupo de Engenharia de Superfícies (GES) pelo apoio durante a realização deste estudo.

À Escola de Engenharia da UFRGS, especialmente aos professores do DEMET, DEMEC e DELET - responsáveis pela minha formação acadêmica.

Ao CNPq, pela concessão da bolsa de doutorado (processo: 142097/2015-2).

À CAPES, pela concessão da bolsa de doutorado sanduíche (processo 88887.162366/2017-00) e pelo suporte financeiro ao projeto BRAGECRIM (processo 88881.142485/2017-01, auxílio 1844/2017).

RESUMO

Nas últimas décadas, a exploração excessiva dos recursos naturais já apresenta consequências visíveis em distintas regiões do planeta. Esse fato, associado às atuais exigências governamentais, conduziu as indústrias a implementarem um sistema produtivo mais eficiente, com o uso racional destes recursos em todas as etapas do processo de manufatura. Para a indústria do forjamento, isso representa a intenção de reduzir o consumo de energia em processos de conformação mecânica à quente e de tratamentos térmicos e termoquímicos. Neste contexto, os aços bainíticos avançados estão, cada vez mais, sendo utilizados em substituição aos aços 'temperados e revenidos'; pois, neste caso, a microestrutura bainítica pode ser gerada diretamente após o forjamento, economizando tempo e energia em toda a cadeia de processamento. O objetivo deste trabalho consistiu em avaliar os efeitos de rotas termomecânicas sobre a cinética da transformação bainítica e, conseqüentemente, sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 e do aço baixa liga DIN 20MnCr5, visando a adequação do processamento na obtenção de peças forjadas. Para isso, distintas rotas de processamento termomecânico foram testadas e avaliadas mediante o emprego de diferentes condições - graus de deformação, taxas de deformação e meios de resfriamento - de maneira a compreender-se os 'limites', ou a resposta, para o processamento destes materiais. No desenvolvimento deste estudo, foram utilizadas as seguintes ferramentas: (i) simulador termomecânico Gleeble® 3800, (ii) sensor de correntes parasitas: (a) para avaliação qualitativa das fases e, (b) quantitativa, de forma a determinar as temperaturas de transformação da microestrutura durante os fenômenos metalúrgicos *em curso*, (iii) dilatometria a *laser*, para monitoramento da variação dimensional da amostra durante as transformações de fases, (iv) difração de raios-x para a medição do teor de austenita retida ao final de cada experimento termomecânico e difração de elétrons retro-espalhados para a caracterização da orientação cristalográfica e, (v) prensa hidráulica, para a execução dos ensaios de forjamento. Os resultados permitiram estabelecer uma 'janela de processamento' para os materiais estudados, robusta o suficiente para ser implementada na indústria e cuja microestrutura final é pouco susceptível às variações de processo.

Palavras-chave: aços bainíticos avançados; monitoramento *in-situ*; resfriamento contínuo.

ABSTRACT

In recent decades, the excessive exploitation of natural resources already has visible consequences in different regions of the planet. This fact, coupled with current government requirements, has led industries to implement a more efficient production system with the rational use of these resources at every stage of the manufacturing process. For the forging industry, this means the intention to reduce energy consumption in hot mechanical forming processes and in thermal and thermochemical treatments. In this context, advanced bainitic steels are increasingly being used instead of 'quenched and tempered' steels; because in this case, the bainitic microstructure can transform directly after forging, saving time and energy throughout the processing chain. The objective of this work was to evaluate the effects of thermomechanical routes on the kinetics of bainitic transformation and, consequently, on the mechanical and metallurgical properties of 18MnCrSiMo6-4 bainitic steel and low-alloy DIN 20MnCr5 steel, aiming to optimize the processing for forged components. For this, different thermomechanical processing routes were tested and evaluated under different conditions - deformation degrees, strain rates and cooling media - in order to understand the 'limits', or the response, for processing these materials. In the development of this study, the following tools were used: (i) Gleeble® 3800 thermomechanical simulator, (ii) eddy current sensor: (a) for qualitative evaluation of the phases and, (b) quantitative, in order to determine the transformation temperatures of the microstructure during the ongoing metallurgical phenomena, (iii) laser dilatometry, to monitor the dimensional variation of the sample during phase transformations, (iv) x-ray diffraction to measure the retained austenite content at the end of each thermomechanical experiment and electron backscattered diffraction for the characterization of the crystallographic orientation and, (v) hydraulic press, for the execution of the forging tests. The results allowed establishing a 'processing window' for the studied materials, robust enough to be implemented in the industry and whose final microstructure is little susceptible to process variations.

Keywords: advanced bainitic steels; *in-situ* monitoring; continuous cooling.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Principais graus de aços bainíticos <i>comercialmente disponíveis</i>	32
Tabela 2 – Resumo das principais ligas bainíticas utilizadas para forjamento. Percebe-se, entre elas, que a composição química não difere muito. No entanto, existem diferenças no processo de fabricação.....	33
Tabela 3 - Composição química e principais características mecânicas do aço 18MnCrSiMo6-4.....	40
Tabela 4 - Características do aço DIN 20MnCr5 na condição <i>como recebido</i>	41
Tabela 5 - Composição química do aço DIN 20MnCr5. Fe: balanço.....	41
Tabela 6 – Relação dos <i>ensaios de tração</i> realizados na máquina de ensaios Gleeble®, com o auxílio de em equipamento <i>laser</i> e de um <i>sensor de correntes parasitas</i>	44
Tabela 7 - Relação dos <i>ensaios de compressão</i> realizados na máquina de ensaios universal Gleeble®.....	48
Tabela 8 - Parâmetros de utilizados nos ensaios de forjamento com o aço 18MnCrSiMo6-4.....	49
Tabela 9 – Parâmetros de utilizados nos ensaios de forjamento com o aço DIN 20MnCr5.	50
Tabela 10 - Composição química do aço 18MnCrSiMo6-4, em estudo.....	59
Tabela 11 - Composição química do aço DIN 20MnCr5, em estudo.....	59
Tabela 12 – Percentual de fases <i>versus</i> dureza final após os ensaios acima descritos.	61
Tabela 13 - Percentual de fases <i>versus</i> dureza final após os ensaios da acima descritos (na temperatura de austenitização de 1200 °C).....	61
Tabela 14 – Dados relativos à tensão de escoamento: $K_f = C\varphi^n$, onde ‘n’ é o coeficiente de encruamento, ‘ φ ’ é a deformação e, ‘C’ é o coeficiente de resistência.	65
Tabela 15 – Dados de temperatura e tempo observados na Figura 63, evidenciando a influência da deformação na transformação de fases do aço DIN 18MnCrSiMo6-4....	67
Tabela 16 - Dados de temperatura e tempo observados na Figura 64, evidenciando a influência da deformação em distintas regiões do campo austenítico na transformação de fases do aço 18MnCrSiMo6-4.....	69
Tabela 17 – Influência da taxa de deformação na temperatura inicial/final, tempo total de reação e máxima taxa de transformação.	71
Tabela 18 – T_i / T_f , ΔT e Δt das rotas termomecânicas implementadas em tração (Tabela 6), mediante o uso dos equipamentos laser e sensor de correntes parasitas associados à máquina de ensaios universal Gleeble®.....	72

Tabela 19 – Fração volumétrica de austenita retida obtida em cada ensaio termomecânico realizado.....	73
Tabela 20 – Fração da austenita transformada até a temperatura da máxima taxa de transformação.....	75
Tabela 21 – ‘Estimativa’ da fração volumétrica final das fases em função dos ensaios com o sensor de correntes parasitas, análise metalográfica e difração de raios-X.	80
Tabela 22 - % de contornos de grão formando ângulos entre 8° - 20° / 20°- 50° / 50° - 57°.....	85
Tabela 23 – Resultado das medições de dureza das amostras após ensaios de compressão na Gleeble®.	86
Tabela 24 – Valores de temperatura medidos entre forno e prensa.....	87
Tabela 25 – Temperaturas finais na matriz superior e inferior obtidas no forjamento do <i>billet</i> , em função da redução de altura empregada.	89
Tabela 26 – Dados relativos à tensão de escoamento $K_f=C\varphi^n$ onde, n é o coeficiente de encruamento, φ é a deformação e C é o coeficiente de resistência.	91
Tabela 27 - Medidas de dureza nas regiões em destaque na Figura 88 - amostras com redução de altura de 20 %.....	95
Tabela 28 - Medidas de dureza nas regiões em destaque na Figura 88 - amostras com redução de altura de 40 %.....	96
Tabela 29 - Medidas de dureza nas regiões em destaque na Figura 88 - amostras com redução de altura de 60 %.....	96
Tabela 30 - Valores médios de σ_e , σ_{LR} e <i>limite de deformação</i> para os tempos e temperaturas em estudo.	97
Tabela 31 - Dados relativos à tensão de escoamento: $K_f = C\varphi^n$ onde, “ n ” é o coeficiente de encruamento, “ φ ” é a deformação e, “ C ” o coeficiente de resistência.	97
Tabela 32 – Durezas finais obtidas após o forjamento no campo austenítico do aço 18MnCrSiMo6-4.....	101

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1- Principais grupos de aços utilizados para a produção de peças na indústria automobilística.....	6
Figura 2 - Diagrama TTT de um aço eutetóide. Sendo, A: austenita; P: perlita; B: bainita; M: martensita.....	7
Figura 3 - Características microestruturais relevantes na descrição da cinética da bainítica. Há o alongamento das sub-unidades e dos feixes, estes pela nucleação repetida de sub-unidades, da precipitação de carbonetos e da alteração da fração volumétrica em função do tempo e da temperatura.	8
Figura 4 – Diagrama TTT esquemático ilustrando as curvas em ‘C’ e a temperatura T_h . Os produtos de transformação na temperatura T_h , são a ferrita Widmanstätten e a bainita.....	10
Figura 5 - Microestrutura da bainita superior. Esta é uma micrografia de um aço rico em silício, em que se suprimiu a precipitação da cementita. Ao invés de cementita, tem-se filmes de austenita entre as ripas de ferrita. (a) Micrografia óptica; (b) micrografia de transmissão em campo claro; (c) imagem em campo escuro da austenita retida; (d) montagem do feixe de bainita visto por microscopia eletrônica de transmissão (os feixes possuem a mesma aparência da ripa escura observada na microscopia óptica).....	12
Figura 6 – Mudança de forma em região de crescimento de ripas.....	12
Figura 7 Mostra-se nesta figura o emaranhado intenso de discordâncias que se forma na interface bainita (região clara) austenita (região escura) causada pela deformação induzida pela mudança de forma que acompanha a transformação bainítica. A subestrutura de discordâncias imobiliza a interface por mecanismos de "endurecimento por encruamento", levando a perda de coerência e a diminuição do processo de crescimento. Este fenômeno é responsável pelo tamanho limitado das ripas de bainita.	13
Figura 8 - Plano de hábito irracional dos feixes de bainita e ripas de martensita.	14
Figura 9 - Microestrutura da bainita inferior. Observa-se diversas partículas de carbonetos no interior da ferrita bainítica.	15
Figura 10 - Através do microscópio eletrônico de transmissão observa-se que a bainita inferior apresenta uma variante de partícula de carboneto em cada ripa. Uma única variante tende a ocorrer quando a energia de ativação para a precipitação da cementita é pequena, como por exemplo em aço baixo carbono ou a alta temperatura em que o carbono pode sair rapidamente da ferrita saturada.....	16
Figura 11 – Bainita granular revelada por microscopia óptica em um aço Fe-0,15C-2,25Cr-0,5Mo,.....	17

Figura 12 - Região de bainita granular em que a cristalografia é identificada por três cores.....	18
Figura 13 - Morfologia da bainita inversa.	19
Figura 14 - Micrografia eletrônica, mostrando uma colônia de bainita colunar em no aço Fe-0,82C, % em peso. A transformação isotérmica a ocorreu 288 °C e em pressão de 30 Kbar.....	20
Figura 15 - Microestrutura da popularmente conhecida por "bainita -perlítica" que é, na verdade, apenas perlita com carbonetos de liga (neste caso, M_7C_3), ao invés de cementita. Em (a) Microscopia óptica e em (b) TEM.....	21
Figura 16 – Microestrutura da bainita inferior de contorno de grão. Em (a) Microscopia óptica e em.....	22
Figura 17 – Mecanismo de formação da bainita coalescida.....	23
Figura 18 - Bainita coalescida observada no metal de solda 7-2L250. Pequenos precipitados podem ser observados dentro dos grãos bainita ferrítica. Bc é bainita coalescida.....	23
Figura 19 - Perlita no aço Fe-0,8%C-1Mn, % em peso, parcialmente transformada a 550°C.	24
Figura 20 – Imagens correspondentes. Em (a) sem ataque químico e em (b) com ataque químico.....	24
Figura 21 - Esquema do ciclo de tratamento isotérmico utilizado no tratamento térmico de austêmpera.....	26
Figura 22 - Representação esquemática do tratamento termomecânico descrito na estratégia (i) para a obtenção da microestrutura bainítica.....	27
Figura 23 - Representação esquemática do tratamento termomecânico descrito na estratégia (ii) para a obtenção da microestrutura bainítica.....	28
Figura 24 – Rota tradicional para a fabricação da cruzeta / tripeça.....	28
Figura 25 - Em a) Imagem da bainita nanoestruturada obtida em um aço com alto teor de Si ($\geq 1,5\%$ em peso) obtida por microscopia eletrônica de transmissão. Em b) A extraordinária combinação de propriedades do aço bainítico suíço 7MnB8 é alcançada através de uma microestrutura otimizada para a melhor deformabilidade a frio: microestrutura bainítica 'granular' e livre de cementita.	30
Figura 26 - Limite de escoamento e alongamento total dos novos aços bainíticos em comparação com outros aços comercialmente disponíveis.	31
Figura 27 – Em a) - Rotas de processamento termomecânico empregadas por [He15] e, em b) - Taxas de transformação da bainita [He15].	33
Figura 28 - Taxa específica de desgaste como uma função da dureza inicial para aços nanobainíticos atuais em conjunto com outras microestruturas de referência testadas	

sob as mesmas condições. Os aços nanobainíticos são codificados como xC / y, em que x é o teor de carbono da liga e Y é a temperatura de transformação. CFB é a bainita livre de carbonetos, P é a perlita, B é bainita convencional e QT é martensita revenida (REMENTERIA <i>et al.</i> , 2016).	34
Figura 29 - Correntes parasitas induzidas em uma peça de metal por um circuito cuja corrente é variável no tempo, em ar.....	36
Figura 30 - Correntes parasitas interrompidas por um defeito na superfície.	36
Figura 31 – Comportamento característico dos sinais da 1ª e 3ª harmônicas.	37
Figura 32 – Princípio de medição.	38
Figura 33 - Microestrutura do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 na condição como recebido.	40
Figura 34 - Microestrutura do aço DIN 20MnCr5, 500X. Ataque químico: Nital 3%.	42
Figura 35 - Combinação de diferentes operações de tratamentos termomecânicos explorados no projeto.	43
Figura 36 – Organograma do programa de experimentos <i>in-situ</i> realizados em tração na máquina de ensaios universal Gleeble®	44
Figura 37 – Dimensões (mm) do corpo de prova utilizado para a realização dos ensaios no equipamento Gleeble®	45
Figura 38 - Sistema <i>laser</i> acoplado à máquina Gleeble®	45
Figura 39 – <i>Sensor de correntes parasitas</i> e equipamentos acoplados à máquina Gleeble®	46
Figura 40 – Organograma do programa de experimentos realizados em compressão na máquina de ensaios universal Gleeble®	46
Figura 41 – Dimensões do corpo de prova utilizado na realização dos ensaios de compressão na máquina Gleeble®	47
Figura 42 – Módulo de compressão da máquina Gleeble®	47
Figura 43 - Organograma do programa de experimentos realizados em compressão na máquina de ensaios universal Gleeble®	48
Figura 44 – Rota termomecânica para a <i>Etapa B</i> . Em a) resfriamento em óleo, b) resfriamento em água borrifada e, c) em ar forçado.	49
Figura 45 - Estratégia utilizada para a determinação das perdas térmicas durante o processo de forjamento.	50
Figura 46 – Gama de ensaios realizados para determinar as perdas térmicas totais no <i>billet</i>	51
Figura 47 – Esquema dos furos realizados nos três tipos de <i>billet's</i> , para a posterior instrumentação com termopares.....	52
Figura 48 – Dimensões do <i>billet</i> utilizado para o cálculo da força.	53

Figura 49 – Dimensões finais do <i>billet</i> da Figura 49 após os graus de reduções verdadeiras empregados neste estudo.	53
Figura 50 - Prensa EKA utilizada na execução dos ensaios de forjamento. Principais regiões: I. Matriz Superior, II. Matriz Inferior, III. Célula de Carga, IV. LVDT, V. Painel de Controle (pressão e temperatura do óleo / Comandos: Liga e Desliga / Comandos: Sobe e Desce).	54
Figura 51 - Medidas de dureza tomadas por regiões.	55
Figura 52 - Metodologia empregada na determinação do <i>limite de escoamento</i>	55
Figura 53 - Exemplo de cálculo realizado para a caracterização da região plástica. ...	56
Figura 54 – Amostra austenitizada em 870 °C e resfriada a 20 °C/s até a temperatura ambiente. Sem presença de ferrita.	60
Figura 55 - Amostra austenitizada em 870 °C e resfriada a 1 °C/s até a temperatura ambiente. Presença de ferrita pró-eutetóide.	60
Figura 56 - Amostra austenitizada em 850 °C e resfriada a 20 °C/s até a temperatura ambiente. Presença de ferrita pró-eutetóide.	60
Figura 57 - Amostra austenitizada em 850 °C e resfriada a 1 °C/s até a temperatura ambiente. Presença de ferrita pró-eutetóide.	60
Figura 58 - Amostra austenitizada em 1200 °C e resfriada a 20 °C/s até a temperatura ambiente. Sem presença de ferrita pró-eutetóide.	61
Figura 59 - Amostra austenitizada em 1200 °C e resfriada a 1 °C/s até a temperatura ambiente. Presença de ferrita pró-eutetóide.	61
Figura 60 – Curvas tensão-deformação do aço 18MnCrSiMo6-4, após deformação realizada no campo austenítico nas temperaturas de 1050 °C, 950 °C e 850 °C. Sendo: TA - temperatura de austenitização, TD – temperatura de deformação e, GD – grau de deformação.	63
Figura 61 - Curvas tensão-deformação à quente, obtidas através de deformações nos campos austenítico e bainítico, em duas etapas de deformação para o aço 18MnCrSiMo6-4.	64
Figura 62 – Curvas de expansão para o aço 18MnCrSiMo6-4 obtidas através de ensaios de tração segundo a programação de experimentos da Tabela 6.	65
Figura 63 – Influência de distintos graus de deformação na 1ª harmônica (linha contínua) e 3ª harmônica (linha pontilhada) do sinal.	67
Figura 64 - Influência da deformação em distintos campos de fase na 1ª harmônica (linha contínua) e 3ª harmônica (linha pontilhada) do sinal para o aço DIN 18MnCrSiMo6-4.	69
Figura 65 - Influência da dupla deformação (campos austenítico + bainítico) na 1ª Harmônica do aço 18MnCrSiMo6-4.	70

Figura 66 - Influência do aumento da taxa de deformação nas temperaturas inicial/final, tempo total de reação e máxima taxa de transformação para um grau de deformação de 40%.	71
Figura 67 – Evolução da fração relativa das fases em função da temperatura para os ensaios da Tabela 6.	74
Figura 68 - Metalografia Teste 2: TA: 1050 °C / TD: 1050 °C / Grau de Deformação: 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s ⁻¹ . Em a) MO e b) MEV.	76
Figura 69 - Metalografia Teste 4 - TA: 950 °C / TD: 950 °C / Grau de Deformação: 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s ⁻¹ . Em a) MO e b) MEV.	77
Figura 70 - Metalografia Teste 5 - TA: 950 °C / TD: 950 °C / Grau de Deformação: 40 % / Taxa de Deformação: 0,01s ⁻¹ .	77
Figura 71 - Metalografia Teste 7 - TA: 950 °C / TD: 850 °C / Grau de Deformação: 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s ⁻¹ .	77
Figura 72 - Metalografia Teste 9: TA: 1050 °C / TD: 500 °C / Grau de Deformação: 40% / Taxa de Deformação: 0,1s ⁻¹ . Em a) MO e b) MEV.	78
Figura 73 - Metalografia Teste 10: TA: 950°C / TD: 420°C / Grau de Deformação: 20% / Taxa de Deformação: 0,1s ⁻¹ . Em a) MO e b) MEV.	78
Figura 74 - Metalografia Teste 12: TA: 950 °C / TD: 950 °C (20 %) + 850 °C (20 %) / Grau de Deformação (total): 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s ⁻¹ .	79
Figura 75 - Metalografia Teste 13: TA: 950 °C / TD: 950 °C (20 %) + 500 °C (20 %) / Grau de Deformação (total): 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s ⁻¹ .	79
Figura 76 - Metalografia Teste 14: TA: 950 °C / TD: 950 °C (20 %) + 420 °C (20 %) / Grau de Deformação (total): 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s ⁻¹ .	79
Figura 77 - Metalografia Teste 17: TA: 950 °C / TD: 950 °C (20 %) + 500 °C (20%) / Grau de Deformação (total): 40% / Taxa de Deformação: 0,1s ⁻¹ .	80
Figura 78 – Mapas de fase para as amostras a) sem deformação, b) deformação no campo austenítico e c) deformação no campo bainítico.	81
Figura 79 – Mapas de orientação cristalográfica para amostras a) sem deformação, b) deformação no campo austenítico e, c) deformação no campo bainítico.	83
Figura 80 – Distribuição de contornos de grão formando ângulos entre 8° - 20° / 20° - 50° / 50° - 57°. Em a) amostra sem deformação, b) amostra com deformação no campo austenítico e, c) amostra com deformação no campo bainítico.	84
Figura 81 – Disposição e identificação dos termopares e das dimensões da matriz utilizadas no ensaio. Em a) matriz superior e, em b) matriz inferior.	88
Figura 82 – Perdas térmicas no <i>billet</i> (superfície e centro) decorrentes do resfriamento após o forjamento com reduções de altura de 20%, 40% e 60%.	90
Figura 83 - Forças necessárias para realizar as reduções de 20%, 40% e 60%.	90

Figura 84 – Microestrutura da amostra <i>como recebida</i> . Magnificação: 500X. Reagente Nital 3%.....	91
Figura 85 – Microestrutura das amostras <i>temperadas em óleo</i> . Magnificação: 500X. Reagente: Nital, 3%. Em (a) redução na altura de 20 %, (b) redução na altura de 40 % e, (c) redução na altura de 60 %.....	92
Figura 86 — Microestrutura das amostras resfriadas em <i>água borrifada</i> . Magnificação: 500X. Reagente: Nital, 3 %. Em (a) redução na altura de 20 %, (b) redução na altura de 40 % e, (c) redução na altura de 60 %.....	93
Figura 87 - Microestrutura das amostras resfriadas com <i>ar forçado</i> . Magnificação: 500X. Reagente: Nital, 3%. Em (a) redução na altura de 20 %, (b) redução na altura de 40 % e, (c) redução na altura de 60 %.....	94
Figura 88 – <i>Billet</i> reduzido em 20 %, 40 % e 60 % seccionado ao meio na direção longitudinal. Destaque para as regiões de interesse para a medição das durezas.	95
Figura 89 - Curvas Tensão-Deformação para as condições analisadas.	97
Figura 90 – Forjamento do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 na temperatura de 1200 °C e condição de resfriamento ao <i>ar</i> . Em a) redução na altura de 20 %, em b) redução na altura de 40 %, e c) redução na altura de 60 %.	98
Figura 91 - Forjamento do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 na temperatura de 1200 °C e condição de resfriamento em <i>ar controlado</i> . Em a) redução na altura de 20 %, em b) redução na altura de 40 %, e c) redução na altura de 60 %.....	99
Figura 92 – Forjamento do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 na temperatura de 950 °C e condição de resfriamento ao <i>ar</i> . Em a) redução na altura de 20 %, em b) redução na altura de 40 %, e c) redução na altura de 60 %.	100
Figura 93 - Forjamento do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 na temperatura de 950 °C e condição de resfriamento em <i>ar controlado</i> . Em a) redução na altura de 20 %, em b) redução na altura de 40 %, e c) redução na altura de 60 %.....	100

LISTA DE SIGLAS E ABREVIações

FEM - Método Dos Elementos Finitos;

B_s - Temperatura Inicial Da Transformação Bainítica;

B_F - Temperatura Final Da Transformação Bainítica;

M_s - Temperatura Inicial Da Transformação Martensítica;

M_F - Temperatura Final Da Transformação Martensítica;

HV - Dureza Vickers;

CCT - Diagrama De Resfriamento Contínuo;

TTT - Diagrama Tempo-Temperatura-Transformação;

Q&T - Têmpera E Revenimento;

GB - Bainita Granular;

LLUB - Lath-Like Upper Bainite;

MO – Microscopia Óptica;

Y_s - Limite de escoamento;

R_m - Limite máximo de resistência;

H_{ec} - Campo magnético associado às correntes parasitas induzidas;

H^0 – Campo magnético da bobina de acionamento;

H^s - Campo magnético ‘espalhado’ pelo defeito;

σ - Condutividade elétrica;

ρ - Resistividade elétrica;

SUMÁRIO

RESUMO.....	V
ABSTRACT.....	VI
LISTA DE TABELAS.....	VII
LISTA DE ILUSTRAÇÕES	IX
LISTA DE SIGLAS E ABREVIACÕES.....	XV
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 OBJETIVOS.....	4
3 REVISÃO DA LITERATURA	5
3.1 A Descoberta da Bainita e os Desenvolvimentos Recentes	5
3.2 A Reação Bainítica	7
3.2.1 A Cinética da Reação Bainítica.....	7
3.3 Bainita Superior e Bainita Inferior.....	11
3.3.1 Bainita Superior	11
3.3.2 Bainita Inferior.....	15
3.4 OUTRAS MORFOLOGIAS DA BAINITA.....	17
3.4.1 Bainita Granular	17
3.4.2 Bainita Inversa	19
3.4.3 Bainita Colunar	20
3.4.4 <i>Alloy Pearlite</i> , ou Bainita-Perlítica	20
3.4.5 Bainita Inferior no Contorno de Grão.....	21
3.4.6 Bainita Coalescida	22
3.4.7 <i>Spiky Pearlite</i>	24
3.5 A ESTABILIZAÇÃO MECÂNICA DA AUSTENITA	25
3.6 TRATAMENTO TÉRMICO	25
3.6.1 O Tratamento Térmico Convencional.....	26
3.6.2 O Tratamento Térmico Empregado <i>Atualmente</i>	26
3.7 ROTA, OU TRATAMENTO TERMOMECÂNICO, ATUALMENTE EMPREGADA NA CONFECÇÃO DE PEÇAS AUTOMOTIVAS	28
3.8 AÇOS BAINÍTICOS MODERNOS.....	29
3.8.1 Influência do Controle do Processo de Resfriamento e a Morfologia da Bainita.....	29
3.8.2 Aspectos fundamentais na concepção de uma liga bainítica para forjamento.....	31

3.8.3 Efeito do Processamento Termomecânico sobre as Propriedades do Material.....	33
3.9 SENSOR DE CORRENTES PARASITAS.....	35
3.9.1 Equipamentos.....	35
3.9.2 Princípio de Medição.....	35
3.9.3 Comportamento Fundamental dos Sinais de Medição.....	38
3.9.3.1 1º Harmônico.....	38
3.9.3.2 3º Harmônico.....	39
3.9.4 Vantagens.....	39
3.9.5 Desvantagens e Limitações.....	39
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	40
4.1 MATERIAL.....	40
4.2 PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO.....	42
4.3 ANÁLISE DAS PERDAS TÉRMICAS DURANTE O PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO DA ETAPA B.....	50
4.3.1 Entre o Forno e a Prensa.....	51
4.3.2 Durante o Forjamento.....	51
4.3.3 Após o Forjamento.....	51
4.4 MEDIDAS DE FORÇA, DESLOCAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DA REGIÃO PLÁSTICA DURANTE O PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO.....	52
4.4.1 Caracterização Mecânica.....	54
4.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX).....	56
4.5.1 Preparação da Amostra e Parâmetros do Ensaio.....	56
4.5.2 Quantificação das Fases por Difração de Raios-X.....	56
4.6 TÉCNICAS EXPERIMENTAIS PARA ANÁLISE <i>IN-SITU</i> DA EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DURANTE O RESFRIAMENTO.....	57
5 RESULTADOS.....	59
5.1 ANÁLISE QUÍMICA.....	59
5.2 ENSAIOS PRÉVIOS EM DILATÔMETRO: DETERMINAÇÃO DA MÍNIMA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO.....	59
5.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	62
5.3.1 Ensaio de Tração (Equipamentos <i>Gleeble</i> ® + <i>Laser</i>).....	62
5.3.1.1 <i>Curvas tensão-deformação a quente</i>	62

5.3.1.2 <i>Curvas de expansão</i>	65
5.3.2 Ensaio de Tração (Equipamentos <i>Gleeble</i> [®] + <i>Sensor de correntes parasitas</i>)	66
5.3.2.1 <i>Influência do grau de deformação (0 %, 20 %, 40 %)</i>	66
5.3.2.2 <i>Influência da deformação em distintos campos de fases (austenítico/bainítico e combinação)</i>	67
5.3.2.3 <i>Influência da taxa de deformação na 1ª e 3ª harmônicas</i>	71
5.3.3 Temperaturas de início / fim e tempo total das transformações de fases (<i>laser e sensor de correntes parasitas</i>)	71
5.3.4 Fração Volumétrica das Fases Finais	73
5.4 ENSAIOS DE COMPRESSÃO.....	76
5.4.1 Ensaio de Compressão (<i>Gleeble</i> [®])	76
5.4.1.1 <i>Análise metalográfica</i>	76
5.4.1.2 <i>'Estimativa' da fração volumétrica final das fases</i>	80
5.4.1.3 <i>Electron Back-Scattered Diffraction - EBSD</i>	81
5.4.1.3.1 Mapas de Fase	81
5.4.1.3.2 Mapas de Orientação Cristalográfica	82
5.4.1.4 <i>Dureza</i>	86
5.4.2 Ensaio de Compressão (<i>Prensa Hidráulica EKA</i>).....	87
5.4.2.1 <i>Análise das perdas térmicas no billet</i>	87
5.4.2.2 <i>Força de conformação e caracterização da região plástica</i>	90
5.4.3 <i>Análise Metalográfica do aço DIN 20MnCr5 (peças forjadas)</i>	91
5.4.3.1 <i>Dureza</i>	95
5.4.3.2 <i>Curvas tensão-deformação à frio do aço DIN 20MnCr5</i>	96
5.4.4 <i>Análise metalográfica do aço 18MnCrSiMo6-4 (peças forjadas)</i>	97
5.4.4.1 <i>Dureza</i>	101
6 DISCUSSÕES	102
6.1 Efeito do <i>grau de deformação (0 %, 20 % e 40 %)</i> na evolução das transformações de fase e microestrutura final.....	102
6.2 Efeito de deformações em <i>um estágio</i> e <i>deformações em dois estágios</i> na microestrutura final.....	104

6.3 Efeito da <i>taxa de deformação</i> nas curvas tensão-deformação, na evolução das transformações de fase e microestrutura final.....	106
6.4 Efeito da temperatura de deformação na evolução das fases e sua morfologia final ...	107
6.5 Efeito das rotas termomecânicas empregadas sobre a dureza.....	108
6.6 Efeito do meio de resfriamento na microestrutura final de peças forjadas e correlação entre a dureza das peças forjadas (Gleeble® vs Prensa Hidráulica)	108
7 CONCLUSÕES.....	111
8 CONSIDERAÇÕES FINAIS	115
9 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	116
10 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	117

1 INTRODUÇÃO

No Brasil, nos últimos 10 anos, o consumo de energia elétrica pelo setor industrial representou aproximadamente 36% de toda a demanda energética do país, conforme publicado no *Anuário Estatístico de Energia Elétrica* da Empresa de Pesquisa Energética / Ministério de Minas e Energia. Na indústria da transformação mecânica, os principais fatores que contribuem para este elevado consumo são o aquecimento e reaquecimento do aço e os fornos de tratamento térmico e termoquímico. Diante deste cenário, a economia de energia no setor industrial representa benefícios para toda a sociedade e, também, para o meio ambiente.

No forjamento convencional, a quente e a morno, o *billet* é aquecido até a sua respectiva temperatura de forjamento, a fim de se reduzir a tensão de escoamento e aumentar a deformabilidade. Após o forjamento, este calor é perdido para o ambiente e o aço - neste caso, a peça forjada - precisa ser reaquecida para os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento da microestrutura martensítica.

A *manufatura verde*, como vêm sendo chamado o processamento de materiais metálicos com a forma final e condição microestrutural próxima do produto acabado, prioriza a economia de energia. Dessa forma, processos com resfriamento direto e controlado, como a chamada *têmpera direta* surgiram para aproveitar este calor, reduzindo o desperdício de energia.

O emprego de aços bainíticos de última geração para forjamento pode ser uma excelente alternativa para o tradicional processo de têmpera e revenimento (Q&T), contribuindo para a redução do consumo energético em processos de manufatura. A fim de obter um aço com uma microestrutura que apresente excelentes propriedades, alguns grupos de pesquisa - como é o caso do projeto *Nanobain* e do programa conjunto *AiF-DFG EcoForge* - têm centrado seus estudos no desenvolvimento de uma microestrutura bainítica refinada. A bainita é bem conhecida por proporcionar ao aço um bom compromisso entre dureza, tenacidade e resistência à fadiga; além de dispensar o tratamento térmico de revenimento na maioria das aplicações.

Existe pouca literatura sobre a influência da tensão, taxas de deformação e deformações sobre a transformação bainítica com resfriamento isotérmico e/ou contínuo para processos de conformação massiva. A exploração de tratamentos termomecânicos (isto é, diferentes graus de deformação em diferentes temperaturas) e controle do resfriamento quase não foram encontrados na literatura para conformação massiva. Adicionalmente, as rotas termomecânicas propostas neste estudo apresentam considerável potencial de incorporação à *Indústria 4.0*, auxiliando na Gestão da Produção, pois permitem medições das transformações de fase diretamente nos componentes fabricados. Sendo assim, a principal motivação para o desenvolvimento deste trabalho foi a proposição e a implementação de rotas

de processamento para a produção de peças forjadas com considerável potencial de redução do consumo de energia.

O objetivo deste trabalho consistiu em determinar os efeitos de rotas termomecânicas sobre a cinética da transformação bainítica e, conseqüentemente, sobre as propriedades mecânicas (dureza e limite de escoamento) e metalúrgicas (fases e morfologia das fases) de dois tipos de aço: o aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 e o aço baixa liga DIN 20MnCr5. O processamento termomecânico foi aplicado aos materiais, considerando seus respectivos campos austenítico e bainítico, com o intuito de obter-se uma microestrutura bainítica dúctil. A Seção 2 apresenta uma descrição mais precisa dos objetivos globais e específicos deste trabalho.

A metodologia adotada neste trabalho está baseada no emprego de um novo conceito de aço, os chamados *aços bainíticos avançados*, cuja composição química permite que certa gama de velocidades de resfriamento possa ser empregada na obtenção de microestruturas bainíticas e na hipótese de que a deformação plástica promovida entre as temperaturas B_s e B_f aumenta a cinética de transformação da bainita em comparação ao forjamento em outras regiões. Complementarmente, um estudo com aço DIN 20MnCr5 - cuja composição química e aplicações industriais estão mais próximas à do aço 18MnCrSiMo6-4 – também foi conduzido. Os principais tópicos investigados, foram: (i) qual a taxa de deformação e de resfriamento promove a melhor cinética de transformação para a bainita, (ii) quais as fases finais e suas morfologias em cada rota empregada e, (iii) qual o comportamento mecânico da peça frente à rota de processamento empregada.

No desenvolvimento deste estudo, foram utilizadas as seguintes ferramentas: (i) simulador termomecânico Gleeble[®], (ii) sensor de correntes parasitas, (iii) dilatometria a *laser*, (iv) difração de raios-x e, (v) prensa hidráulica, conforme descrito anteriormente. Posteriormente aos ensaios, um trabalho de caracterização em função das propriedades mecânicas e metalúrgicas foi desenvolvido.

Este trabalho não propõe a completa substituição de aços ‘convencionais’ pelos aços bainíticos; entretanto, têm-se a expectativa de que a indústria do forjamento e as fabricantes / revendedoras de aço no Brasil considerem o aumento de sua utilização. Especificamente no que concerne aos benefícios diretos para as empresas, pode-se citar: redução consumo e/ou custo energético, redução dos custos operacionais, melhor previsibilidade de custos e, sustentabilidade.

O conjunto dos resultados deste trabalho permitiu estabelecer uma faixa adequada e segura para o processamento dos materiais estudados, baseada no forjamento dentro dos campos austenítico e bainítico e, também, na temperabilidade de cada material. Além disso, priorizou-se uma microestrutura final bem definida e reproduzível, com um adequado balanço entre propriedades mecânicas e metalúrgicas.

Finalmente, verifica-se que há uma grande possibilidade de implementação de tratamentos termomecânicos que venham a reduzir de forma eficaz o consumo de energia e, adicionalmente, manter e/ou melhorar as propriedades mecânicas do material.

2 OBJETIVOS

O objetivo geral deste trabalho consistiu em avaliar a resposta dos aços 18MnCrSiMo6-4 e DIN 20MnCr5 à diferentes rotas de processamento termomecânico, visando-se a obtenção de microestruturas que apresentem propriedades mecânicas e metalúrgicas adequadas à aplicação imediata após o forjamento.

Os objetivos específicos são classificados em:

Aço 18MnCrSiMo6-4 (ensaios Gleeble®):

- Avaliar a influência de *deformações nos campos austenítico e bainítico* com relação à força de deformação e microestrutura final (morfologia das fases finais, especialmente da bainita). Dentro deste escopo: (i) com relação à deformação no campo austenítico têm-se grande interesse em determinar a morfologia da microestrutura bainítica originada após deformações nas temperaturas de 1050 °C, 950 °C e 850 °C (ii) com relação à deformações combinadas (realizadas parcialmente nos campos austenítico e bainítico), a determinação da microestrutura final, além das temperaturas de início e fim das transformações, e (iii) a determinação da microestrutura originada a partir da deformação unicamente no campo bainítico. Neste caso, a temperatura adequada de deformação deve ser determinada em função do balanço de propriedades e, também, do limite de deformação.
- Avaliar o efeito do *grau de deformação* (0 %, 20 % e 40 %) nas temperaturas de início e fim das transformações de fases; ou seja: estabelecer se o incremento do grau de deformação acelera ou diminui a o tempo das transformações. Além disso, estabelecer qual o efeito sobre a cinética de transformação e a máxima taxa de transformação, considerando-se um possível efeito de estabilização mecânica;
- Avaliar as *temperaturas de início e fim das transformações de fases* em função da rota termomecânica empregada;
- Estimar, em função da rota termomecânica empregada, a fração volumétrica (%), de cada fase formada;
- Classificar, de acordo com a força de deformação, fases e morfologias formadas a melhor rota de processamento para este material;

Aço 18MnCrSiMo6-4 e Aço DIN 20MnCr5 (ensaios de forjamento):

- Determinar a curva de resfriamento 'real' do corpo de prova na superfície e centro durante todo o processo de forjamento. Ou seja: (i) entre o forno e a prensa, (ii) durante o forjamento e, (iii) após o forjamento.
- Analisar a microestrutura final obtida;
- Avaliar a dureza final;

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 A Descoberta da Bainita e os Desenvolvimentos Recentes

No final da década de 1920, DAVENPORT e BAIN *apud* BHADESHIA (2001) realizaram um estudo pioneiro acerca da transformação isotérmica da austenita em temperaturas compreendidas entre as de formação martensita e da perlita fina – acima e abaixo, respectivamente. Descobriram uma nova microestrutura, que foi descrita com um “agregado acicular e escuro” e que era muito diferente da perlita ou martensita observada no mesmo aço.

Esta nova microestrutura exibiu propriedades incomuns e muito promissoras por apresentar uma alta dureza e uma elevada tenacidade (superior à martensita revenida para a mesma dureza) o que foi motivo de muita comemoração no recém-criado *United States Steel Corporation Laboratory*, em *New Jersey*.

Originalmente, esta microestrutura foi denominada “martensita-trostita”. Mas, em 1934, a equipe do laboratório de pesquisa chamou a microestrutura de *Bainite*, em homenagem ao seu colega E. C. Bain, que havia conduzido os estudos e lhes presenteado com a primeira metalografia da microestrutura bainítica, tirada com uma ampliação de 1000 X.

Esta nova microestrutura era encontrada em temperaturas inferiores às de formação da perlita fina, mas superiores às de formação da martensita. Entretanto, a morfologia da bainita encontrada em baixas temperaturas era distinta da encontrada em temperaturas mais elevadas. As variantes da bainita foram, então, denominadas bainita inferior e bainita superior, respectivamente. Alguns anos depois, em 1942, SMITH e MEHL *apud* BHADESHIA (2001) passaram a usar o termo *feathery bainite* para a bainita superior. Este aspecto de ‘penas’ é uma característica importante na identificação da bainita superior, mas essa descrição parece não ter sido bem aceita e seu uso não é frequente. Atualmente, a definição mais aceita parece ser a comentada por BHADESHIA (2001) na qual define que tanto a bainita superior quanto a inferior formam-se como agregados de placas ou ripas (sub-unidades) de ferrita. A diferença essencial entre elas é a natureza dos precipitados de carboneto. A ferrita bainítica superior é livre de precipitados e os carbonetos que crescem, a partir da austenita residual enriquecida em carbono, situam-se entre as placas de ferrita. Além deste tipo de precipitação, na bainita ferrítica inferior, existem partículas de carboneto presentes dentro da ferrita.

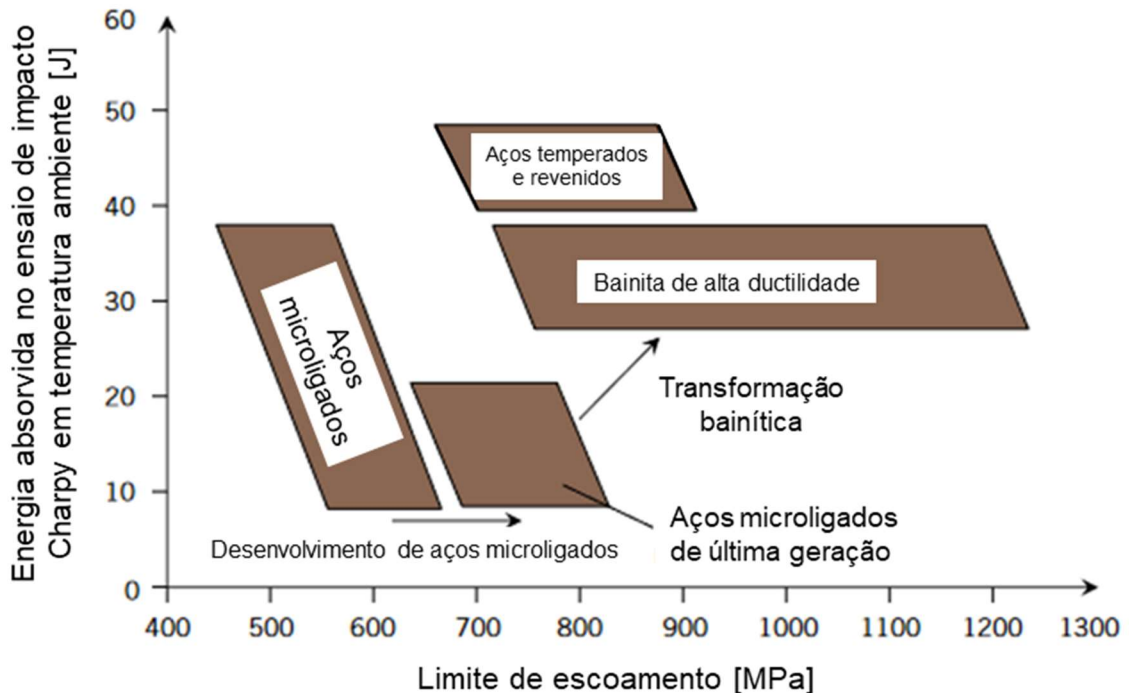
Atualmente, o emprego de aços bainíticos de última geração no forjamento têm-se mostrado uma excelente alternativa para o tradicional processo de têmpera e revenimento, ou Q&T; uma vez que contribui para a redução do consumo energético em processos de manufatura. A fim de obter um aço com uma microestrutura que apresente excelentes propriedades, vários grupos de pesquisa (BHADESHIA, 2001), (BHADESHIA, 2005), (BRECHER, 2015), (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006), (WANG; VAN DER WOLK; VAN DER ZWAAG, 2000), (CABALLERO *et al.*, 2001), (CABALLERO; GARCIA-MATEO; MILLER,

2015), (ROSE *et al.*, 2014) têm centrado seus estudos no desenvolvimento de uma microestrutura bainítica refinada. Sabe-se que a bainita é bem conhecida por proporcionar ao aço um bom compromisso entre dureza, tenacidade e resistência à fadiga.

Em relação aos desenvolvimentos atuais, um grande enfoque tem sido dado à chamada *Manufatura Verde*, que apresenta como filosofia o processamento de materiais metálicos em busca de economia de energia e forma final próxima do produto acabado. É o caso do programa conjunto AiF-DFG *EcoForge* (FISCHER, 2014), onde uma cadeia de processamento inovadora foi desenvolvida para a obtenção de uma microestrutura bainítica dúctil por resfriamento contínuo diretamente após o forjamento. Adicionalmente à microestrutura resultante, bem definida e reproduzível, o revenimento também pôde ser evitado. Outro grande desenvolvimento recente foi o projeto *Nanobain*, desenvolvido com suporte da União Européia. Nesta pesquisa, desenvolvida pelos grupos de pesquisa (CABALLERO; MILLER; GARCIA-MATEO, 2014), (BHADESHIA, 2010), (GARBARZ; MARCISZ; BURIAN, 2015) foi desenvolvida uma microestrutura bainítica nanoestruturada, livre de carbonetos e contendo austenita enriquecida em carbono, também chamada de *super-bainita*.

Na Figura 1 são resumidos os recentes desenvolvimentos em aços para forjamento, com destaque aos aços bainíticos modernos (RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012) e (KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012).

Figura 1- Principais grupos de aços utilizados para a produção de peças na indústria automobilística.

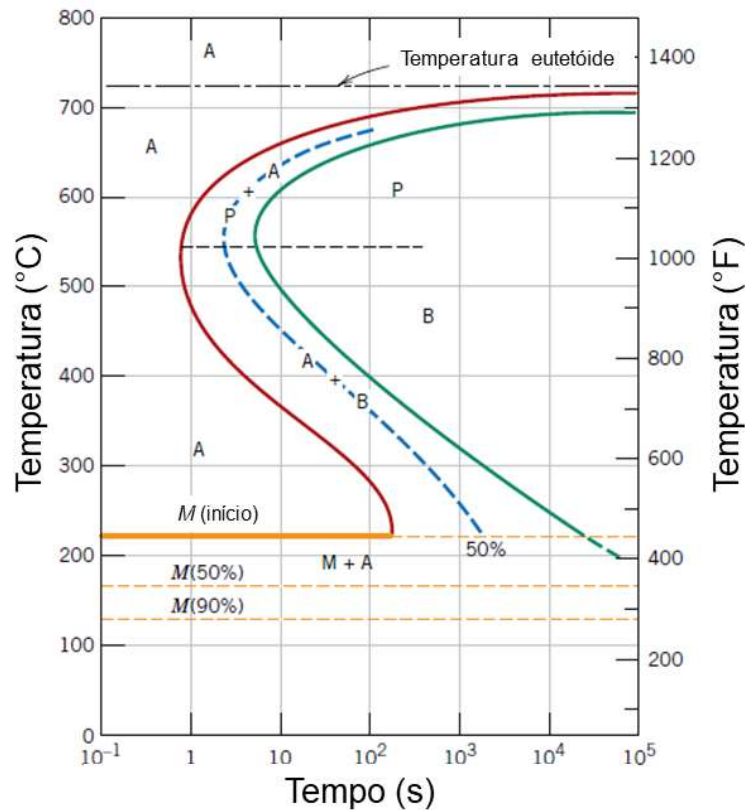


Fonte: Adaptado de (RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012) e (KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012).

3.2 A Reação Bainítica

Tomando-se como exemplo um aço de composição eutetóide, observa-se na análise do seu respectivo diagrama TTT (tempo-temperatura-transformação), que: (i) a reação perlítica ocorre na faixa temperaturas compreendida entre 550 °C e 720 °C e, (ii) a formação da martensita é uma reação de baixa temperatura, com a M_s tipicamente acontecendo a partir de 250 °C. Dessa maneira, existe uma ampla faixa de temperaturas, compreendida entre 250 °C e 550 °C na qual a microestrutura bainítica se forma. Esta mesma análise também pode ser realizada para aços de composição hipoeutetóide e hipereutetóide.

Figura 2 - Diagrama TTT de um aço eutetóide. Sendo, A: austenita; P: perlita; B: bainita; M: martensita.



Fonte: CALLISTER (2012).

Esta transformação acontece por transformação isotérmica ou, através de um resfriamento contínuo e cuja taxa de resfriamento não permita a formação da perlita, nem da martensita.

No meio acadêmico, existe muita controvérsia acerca da reação bainítica e, também, sobre as definições e classificações das microestruturas bainíticas. Neste trabalho, seguiu-se a classificação apresentada pelo autor H.K.D.H BHADSHIA (*University of Cambridge*).

3.2.1 A Cinética da Reação Bainítica

Uma das primeiras teorias acerca da reação bainítica em aços foi 'lançada' por OBLAK e HEHEMANN (1967). Nesta teoria, eles sugeriam que a reação bainítica prossegue de forma

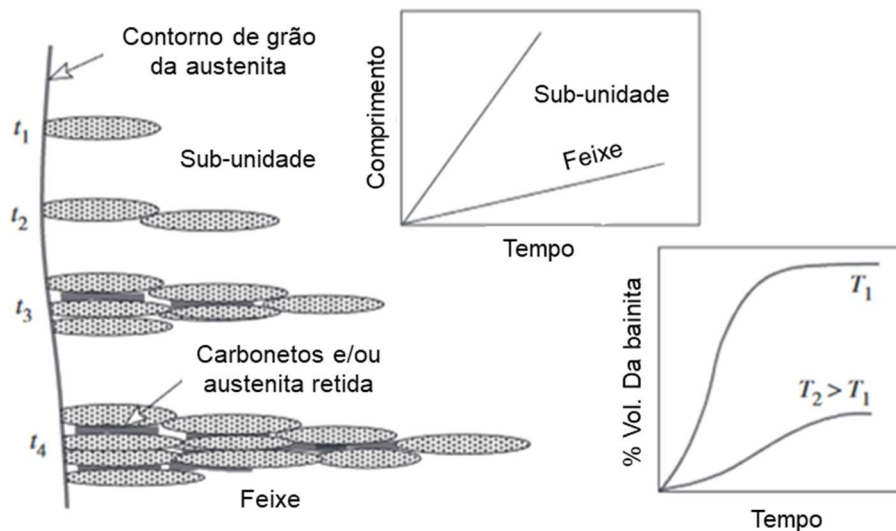
gradual pela formação individual de ‘plaquetas’ de martensita, cada uma das quais crescendo para um tamanho limitado. Os detalhes foram revisados por HEHEMANN, em 1970. A transformação é, portanto, propagada pela nucleação de novas plaquetas. Essa idéia visionária lançou as bases para o desenvolvimento da teoria termodinâmica e cinética com base em mecanismos de transformação, em vez de ajustes empíricos de dados experimentais.

No entanto, BHADESHIA, *et al.* (1982) lançou os seguintes princípios acerca da reação bainítica:

1. Uma ‘plaqueta’ individual cresce sem difusão. Qualquer excesso de carbono é, então, dividido na austenita residual. A fração limitante da bainita, a qualquer temperatura, é determinada pela condição de que as energias livres da austenita e ferrita da mesma composição se tornem idênticas;
2. O tamanho de cada plaquetas é limitado por uma quebra na coerência da interface devido à acomodação plástica da deformação. O crescimento de um conjunto de plaquetas, portanto, requer a nucleação de novas plaquetas.
3. A teoria da nucleação clássica é inadequada para a reação bainita; sendo que, a nucleação é governada pela dissociação de ‘arranjos’ tridimensionais de discordâncias.

Esta teoria foi capaz de reproduzir características importantes da transformação bainítica em aços isentos de carbonetos. Por exemplo, o fato de que a temperatura de início de formação da bainita B_s , está muito abaixo daquela em que a formação da ferrita se torna termodinamicamente possível. As características cinéticas essenciais da transformação da bainita são ilustradas esquematicamente na Figura 3.

Figura 3 - Características microestruturais relevantes na descrição da cinética da bainítica. Há o alongamento das sub-unidades e dos feixes, estes pela nucleação repetida de sub-unidades, da precipitação de carbonetos e da alteração da fração volumétrica em função do tempo e da temperatura.



Fonte: Adaptado de BHADESHIA (2001).

Assim, de uma forma reduzida, a análise da taxa de transformação bainítica deve ser realizada considerando-se diversos eventos distintos. A sub-unidade nucleia no contorno de grão da austenita e aumenta o seu comprimento com certa taxa de velocidade até que o seu crescimento é interrompido pela deformação plástica no interior da austenita. Então, nova sub-unidade é nucleada na sua ponta e a estrutura de *feixe* é desenvolvida com a continuidade do processo, conforme mostra a Figura 3.

Segundo BHADESHIA (2001) a taxa de aumento do comprimento dos feixes é menor que o aumento individual das sub-unidades - isso porque há um intervalo entre a formação das sub-unidades sucessivas. A fração volumétrica da bainita depende do crescimento dos feixes formados nas diferentes regiões. Além disso, a precipitação de carbonetos influencia na cinética, inicialmente há remoção do carbono tanto da austenita residual como da ferrita supersaturada.

Ainda, sobre a nucleação da bainita, BHADESHIA (2001) diz que energia de ativação da nucleação é diretamente proporcional à força de ativação da transformação. Isto é consistente com a teoria da nucleação da martensita. No entanto, uma diferença em relação à martensita é que o carbono apresenta partição na austenita durante a nucleação da bainita, embora os núcleos das sub-unidades se desenvolvam em sub-unidades e cresçam sem difusão.

O tamanho das ripas individuais da ferrita é tão pequeno que não apresenta resolução no microscópio óptico, no qual é possível observar apenas grupos de ripas. Usando técnicas de alta resolução, como por exemplo, o MEV é possível estudar diretamente o desenvolvimento da reação bainítica.

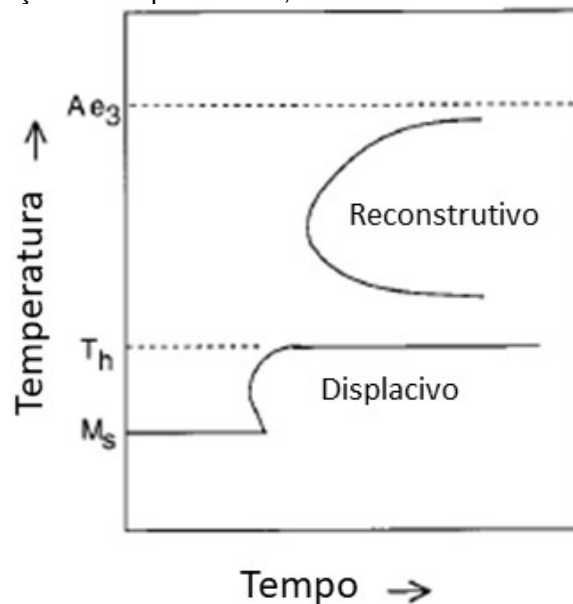
Está bem estabelecido, ou aceito pela comunidade científica, que a taxa de crescimento da bainita é menor que a da martensita, porque a força de ativação para a formação da bainita é menor devido à alta temperatura de transformação. As ripas apresentam tendências de crescimento a taxa constante, mas são interrompidas antes de atravessarem o grão da austenita.

BHADESHIA (2001) afirma também que a taxa de aumento do comprimento dos feixes de bainita é baixa, pois eles dependem da nucleação repetida das sub-unidades. No entanto, a taxa de crescimento dos feixes é normalmente uma ordem de grandeza maior que a esperada em crescimentos controlados pela difusão do carbono. Por outro lado, foram realizadas medidas do aumento da largura dos feixes de bainita e observou-se um processo descontínuo, em que a largura aumenta em avanços da ordem de 0,5 μm . Estes avanços apresentam correlação com o tamanho das sub-unidades observados em microscopia eletrônica de transmissão; sendo que, o aumento da espessura depende da taxa que as sub-unidades são nucleadas no interior do feixe.

Por fim, BHADESHIA (2001) comenta que características da transformação, isto é, a mudança da fração de bainita com: (i) tempo, (ii) temperatura, (iii) estrutura do grão austenítico e, (iv) composição química, são melhor analisadas em termos do diagrama TTT. Do ponto de vista simples, o diagrama TTT consiste de duas curvas 'C' separadas. A curva em altas temperaturas descreve a evolução dos produtos de transformação difusional, como a formação da ferrita e da perlita. Já a curva 'C' inferior representa reações displacivas (sem difusão substitucional de átomos de soluto), como a ferrita Widmanstätten (difusão de carbono durante o paraequilíbrio de nucleação e crescimento) e a bainita (difusão de carbono durante o paraequilíbrio de nucleação). Não há difusão durante o crescimento, conforme mostra a Figura 4.

Em aços baixa liga, rapidamente transformados, ambas as curvas se sobrepõem de tal forma que, aparentemente, o diagrama seria formado por uma única combinação de curvas englobando todas as reações possíveis.

Figura 4 – Diagrama TTT esquemático ilustrando as curvas em 'C' e a temperatura T_h . Os produtos de transformação na temperatura T_h , são a ferrita Widmanstätten e a bainita.



Fonte: Adaptado de BHADESHIA (2001).

Quando a composição da liga é aumentada para retardar a decomposição da austenita, ambas as curvas começam a se distinguir e aparece, em torno da temperatura B_s , no diagrama TTT, uma forma característica de 'baía'. Esta 'baía' é importante na concepção de aços de alta resistência deformados no estado austenítico a baixas temperaturas antes do início da transformação.

Um estudo de revisão bibliográfica mais aprofundado acerca dos temas: termodinâmica da nucleação, evolução dos núcleos, possíveis mecanismos de nucleação, taxas de crescimento das sub-unidades e dos feixes da bainita está sendo realizado para o

desenvolvimento desta tese. Estão sendo considerados alguns estudos realizados nos últimos três anos e que ainda não foram totalmente compreendidos.

3.3 Bainita Superior e Bainita Inferior

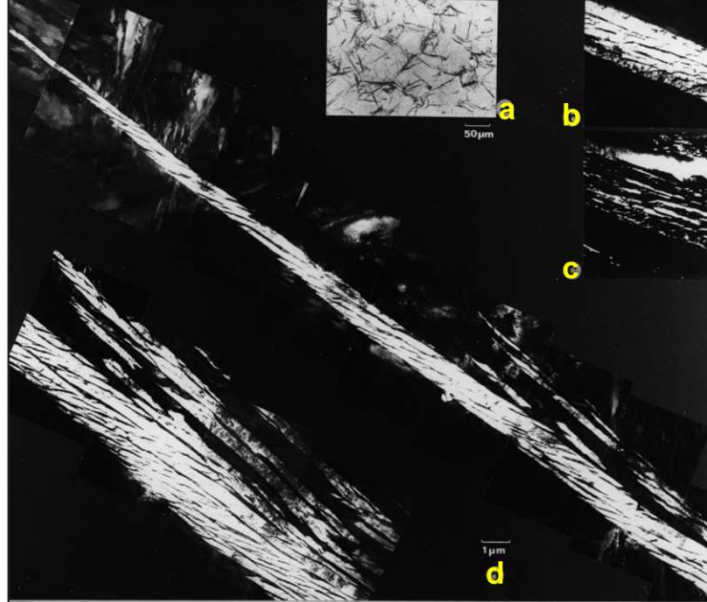
A descrição mais adequada para definir a microestrutura bainítica continua sendo a de uma mistura não-lamelar da ferrita e carbonetos - que pode ser classificada ainda mais na bainita superior e inferior. Estas duas microestruturas podem ser facilmente distinguidas usando-se microscopia eletrônica de transmissão e, portanto, podem ser discutidas também no contexto das propriedades mecânicas e do seu mecanismo de crescimento.

A bainita superior e inferior formam-se como agregados de pequenas placas ou ripas (sub-unidades) de ferrita. A diferença essencial entre eles é a natureza dos precipitados de carboneto. A bainita ferrítica superior é livre de precipitação e os carbonetos que crescem a partir da austenita residual enriquecida em carbono situam-se *entre* as placas de ferrita. Além desse tipo de precipitação, existem partículas de carboneto presentes *dentro* da bainita ferrítica inferior. Segundo BHADESHIA (2001) os precipitados na bainita ferrítica inferior podem ser qualquer um dos carbonetos relatados para ocorrer durante o revenimento da martensita - por exemplo, cementita.

3.3.1 Bainita Superior

Segundo BHADESHIA (2001) a microestrutura da bainita superior consiste de finas ripas de ferrita, cada uma com espessura na ordem de 0,2 micrômetros e com um comprimento de 10 micrômetros. As ripas crescem de forma agrupada formando feixes, ou pacotes. Em cada um dos pacotes, as ripas são paralelas e possuem orientação cristalográfica idêntica e possuem cristalografia definida. As ripas individuais dos feixes são denominadas sub-unidades da bainita. Normalmente, elas são separadas por contornos com pequena misorientação ou por partículas de cementita, conforme aponta a Figura 5.

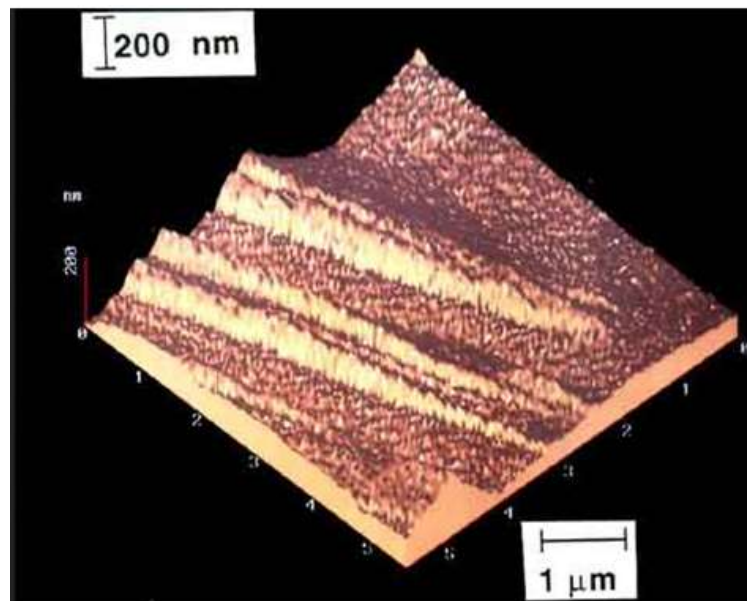
Figura 5 - Microestrutura da bainita superior. Esta é uma micrografia de um aço rico em silício, em que se suprimiu a precipitação da cementita. Ao invés de cementita, tem-se filmes de austenita entre as ripas de ferrita. (a) Micrografia óptica; (b) micrografia de transmissão em campo claro; (c) imagem em campo escuro da austenita retida; (d) montagem do feixe de bainita visto por microscopia eletrônica de transmissão (os feixes possuem a mesma aparência da ripa escura observada na microscopia óptica).



Fonte: Adaptado de (BHADESHIA; EDMONDS, 1980).

A formação da bainita superior envolve estágios distintos, iniciando com a nucleação das ripas de ferrita nos contornos de grão da austenita. O crescimento das ripas é acompanhado por mudança de forma da região transformada, conforme mostra a Figura 6. Conforme BHADESHIA (2001) esta mudança pode ser descrita como um plano invariante de deformação com um grande componente de cisalhamento, virtualmente idêntica à observada durante a transformação martensítica.

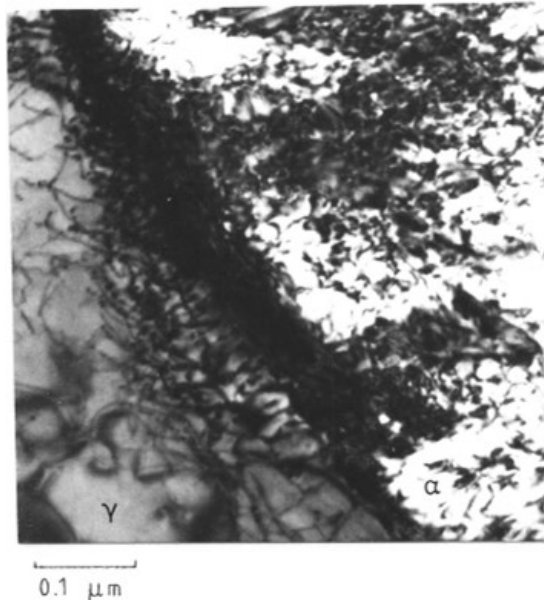
Figura 6 – Mudança de forma em região de crescimento de ripas.



Fonte: BHADESHIA (2001).

A bainita cresce a temperatura relativamente alta quando comparada com a martensita. A alta tensão associada com a mudança de forma não pode ser suportada pela austenita e a resistência desta diminui com o aumento da temperatura. As tensões induzidas pela deformação são relaxadas pela deformação plástica da austenita adjacente. Na região há aumento na densidade de discordâncias causada pela deformação plástica da austenita devido ao movimento da interface induzido pela transformação *glissil*, Figura 7. Esta deformação plástica localizada impede o crescimento das ripas de ferrita, deste modo, cada sub-unidade atinge um tamanho limite, o qual é muito menor que o tamanho de grão da austenita.

Figura 7 Mostra-se nesta figura o emaranhado intenso de discordâncias que se forma na interface bainita (região clara) austenita (região escura) causada pela deformação induzida pela mudança de forma que acompanha a transformação bainítica. A subestrutura de discordâncias imobiliza a interface por mecanismos de "endurecimento por encruamento", levando a perda de coerência e a diminuição do processo de crescimento. Este fenômeno é responsável pelo tamanho limitado das ripas de bainita.



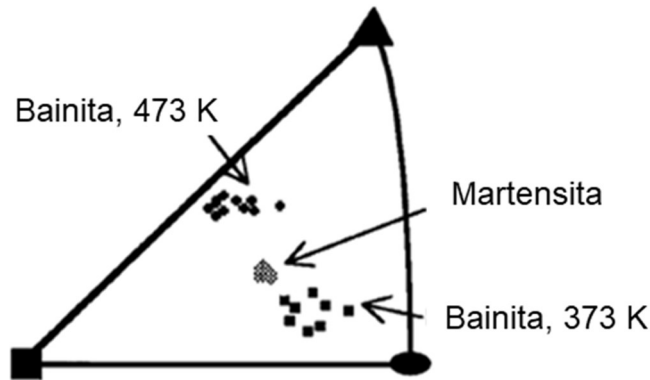
Fonte: (BHADESHIA; EDMONDS, 1979).

Assim como a martensita, a mudança de forma implica que os mecanismos de crescimento da ferrita bainítica é *displacivo*. Este mecanismo minimiza a energia de deformação associada ao deslocamento, garantindo o crescimento da bainita na forma de finas ripas. Uma vez que a estrutura cristalina da bainita é gerada pelo movimento coordenado de átomos, segue-se que deve existir uma relação cristalográfica entre a austenita e a bainita. Esta relação foi constatada experimentalmente e é do tipo em que pares de planos densos das duas redes são aproximadamente paralelos, assim como suas direções compactas correspondentes aos planos. Esta relação pode ser descrita como sendo do tipo de orientação *Kurdjmov-Sachs*.

A bainita se forma em determinados planos cristalográficos, mas os índices dos planos de hábito mostram a existência de um espalhamento considerável. Isto ocorre porque as

medidas são feitas usando a luz do microscópio óptico, no qual o plano de hábito determinado não é o da sub-unidade da bainita. Ele corresponde à média dos valores que varia com o número, tamanho e distribuição das sub-unidades no feixe. Todos estes fatores podem variar com a temperatura de transformação, tempo e composição química.

Figura 8 - Plano de hábito irracional dos feixes de bainita e ripas de martensita.



Fonte: GRENINGER e TROIANO *apud* BHADESHIA (2001).

Anteriormente, foi enfatizado que a bainita superior forma-se em dois estágios distintos, o primeiro envolve a formação da ferrita bainítica, na qual o carbono possui pequena solubilidade (<0.02% em peso). No entanto, o crescimento da ferrita enriquece a austenita de carbono. Em consequência, da austenita residual ocorre a precipitação de cementita entre as sub-unidades. A quantidade de cementita precipitada depende da concentração de carbono da liga. Alta concentração induz a formação de microestrutura de ripas de ferrita separadas continuamente por camadas de cementita. Quando o teor de carbono é baixo a quantidade de cementita que se forma é pequena.

As partículas de cementita possuem relação de orientação cristalográfica de "Pitsch" com a austenita da qual precipitou:

$$\begin{array}{l} [0 \ 0 \ 1] \text{Fe}_3\text{C} \quad || \quad [-2 \ 2 \ 5]_{\text{gama}} \\ [1 \ 0 \ 0] \text{Fe}_3\text{C} \quad || \quad [5 \ -5 \ 4]_{\text{gama}} \\ [0 \ 1 \ 0] \text{Fe}_3\text{C} \quad || \quad [-1 \ -1 \ 0]_{\text{gama}} \end{array}$$

Muitos precipitados podem ocorrer da austenita, cada partícula está indiretamente relacionada à ferrita através da relação de orientação ferrita-austenita.

Se uma certa quantidade de elementos de liga, como por exemplo silício ou alumínio, que retardam a formação da cementita, é adicionada ao aço, é possível suprimir a formação da cementita. A microestrutura da bainita superior será formada de ferrita bainítica e austenita retida enriquecida de carbono. A microestrutura pode conter também martensita se ocorrer a decomposição da austenita residual durante o resfriamento à temperatura ambiente.

3.3.2 Bainita Inferior

A bainita inferior possui microestrutura e características cristalográficas similares às apresentadas pela bainita superior. A maior diferença está na precipitação da cementita no interior das placas, ou finas 'plaquetas', de ferrita. A bainita inferior, portanto, consiste em placas organizadas na forma de pacotes; sendo que, cada plaqueta pode ser parcialmente separada por carbonetos ou por um filme de austenita retida com alto teor de carbono.

Figura 9 - Microestrutura da bainita inferior. Observa-se diversas partículas de carbonetos no interior da ferrita bainítica.



Fonte: (BHADESHIA, EDMONDS, 1979).

Com relação aos precipitados de cementita, existem dois tipos: (i) o que cresce a partir da austenita enriquecida em carbono e que separa as placas da ferrita bainítica e, (ii) uma segunda cementita que precipita a partir da ferrita saturada. Esta última apresenta relação de orientação de “revenido” encontrada quando ocorre a precipitação de carbonetos durante o tratamento térmico da martensita, pode ser descrita pela relação cristalográfica de Bagaryatski:

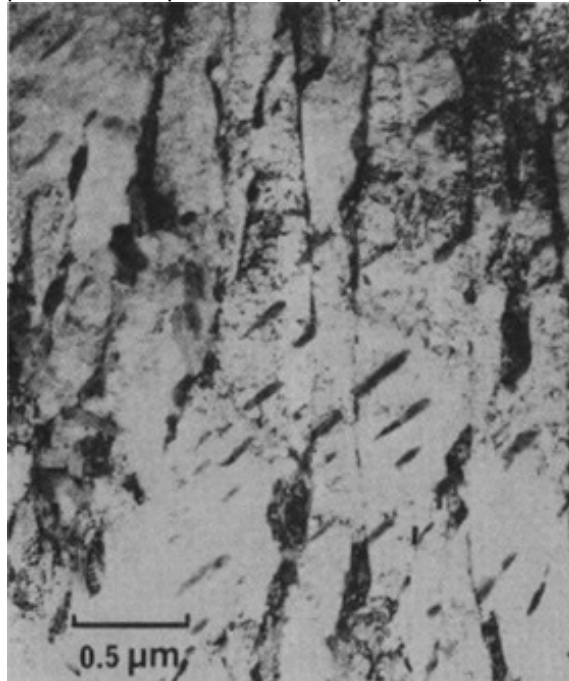
$$\begin{array}{l} [0 \ 0 \ 1]_{\text{Fe}_3\text{C}} \quad || \quad [-1 \ 0 \ 1]_{\text{alfa}} \\ [1 \ 0 \ 0]_{\text{Fe}_3\text{C}} \quad || \quad [1 \ 1 \ 1]_{\text{alfa}} \\ [0 \ 1 \ 0]_{\text{Fe}_3\text{C}} \quad || \quad [-1 \ 2 \ -1]_{\text{alfa}} \end{array}$$

Não é necessário que os carbonetos da ferrita sejam cementita. Dependendo da composição química e da temperatura de transformação, outros tipos de carbonetos de transição podem ser formados primeiro. Por exemplo, em aços com alto teor de carbono contendo mais que 1% de silício (este retarda a formação da cementita), pode-se observar a precipitação de carbonetos *epson* na ferrita bainítica.

Ainda, em contraste com a martensita revenida, as partículas de cementita na bainita inferior frequentemente precipitam com apenas uma relação de orientação cristalográfica,

conforme a Figura 10 elas formam ripas dispostas paralelamente a cerca de 60 graus com o eixo da placa de bainita.

Figura 10 - Através do microscópio eletrônico de transmissão observa-se que a bainita inferior apresenta uma variante de partícula de carboneto em cada ripa. Uma única variante tende a ocorrer quando a energia de ativação para a precipitação da cementita é pequena, como por exemplo em aço baixo carbono ou a alta temperatura em que o carbono pode sair rapidamente da ferrita saturada.



Fonte: (BHADESHIA, 1980).

Na martensita revenida, os carbonetos tendem a precipitar com arranjo Windmanstätten. Este modo peculiar de precipitação na bainita inferior pode surgir porque os carbonetos nucleiam na interface ferrita/austenita e tendem a adotar uma única variante de relação cristalográfica, a que melhor atende a austenita e a ferrita que estiver em contato.

Outra explicação possível é que a precipitação dos carbonetos é influenciada pela tensão criada pelo crescimento da bainita inferior. O efeito pode ser reduzido durante o revenido da martensita porque a energia de ativação para a precipitação dos carbonetos é grande.

Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com espessura da ordem de nanômetros e cerca de 500 nm de comprimento. Uma vez que eles precipitam no interior da ferrita, uma pequena quantidade é dividida com a austenita residual. Isto significa que um número pequeno de carbonetos finos precipita entre as ripas de ferrita, quando comparado com a bainita superior. Uma consequência importante é que a bainita inferior usualmente apresenta maior tenacidade que a bainita superior, apesar de possuir maior resistência mecânica. Os carbonetos grosseiros de cementita na bainita superior possuem tendência em serem pontos de nucleação de microcavidades e de trincas de clivagem.

3.4 OUTRAS MORFOLOGIAS DA BAINITA

A bainita superior e inferior são termos estabelecidos que descrevem microestruturas que podem ser facilmente distinguidas por microscopia e cujos mecanismos de formação são bem compreendidos. Existem, no entanto, uma série de outras descrições de microestruturas de aço que incluem a palavra "bainita". Essas descrições adicionais podem ser úteis na comunicação da forma da microestrutura. No entanto, isso deve ser feito com cuidado, evitando a tendência natural de imaginar um mecanismo particular de transformação.

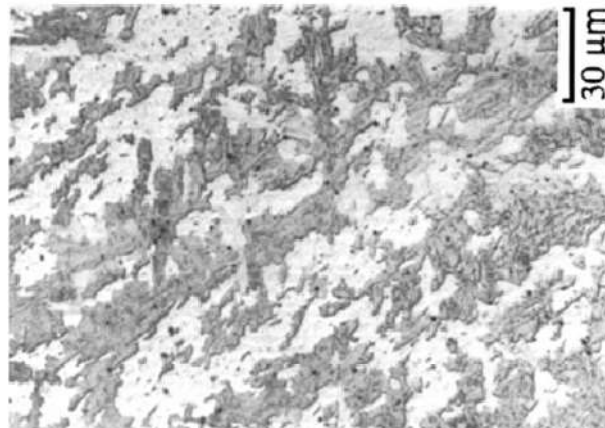
Segue abaixo, uma descrição acerca das outras morfologias da bainita.

3.4.1 Bainita Granular

De todas as descrições incomuns de microestruturas bainíticas, a bainita granular é provavelmente a nomenclatura mais frequentemente utilizada. Uma das suas principais características é que ela ocorre apenas em aços que foram resfriados continuamente, não podendo ser obtida por transformação isotérmica. No início da década de 1950, aços com baixos teores de C e resfriados continuamente revelavam microestruturas constituídas por *placas grosseiras e com aspecto quase totalmente granular*, juntamente com ilhas de austenita e martensita, ambas retidas, conforme relatam HABRAKEN e ECONOMOPOULOS (1967) *apud* BHADESHIA (2001). A microestrutura passou, então, a ser chamada de bainita granular e esta terminologia tornou-se popular em função de muitos tratamentos térmicos industriais envolverem o resfriamento contínuo, ao invés da transformação isotérmica.

Segundo LEONTYEV e KOVALEVSKAYA (1974) *apud* BHADESHIA (2001) e JOSEFSON e ANDREN *apud* BHADESHIA (2001) as placas grosseiras de ferrita referidas anteriormente, na verdade não existem; são pacotes de ferrita bainítica com regiões muito finas de austenita entre as sub-unidades, em função do baixo teor de carbono dos aços envolvidos. Assim, na microscopia óptica, a bainita ferrítica dá a aparência de placas grosseiras, conforme mostra a Figura 11.

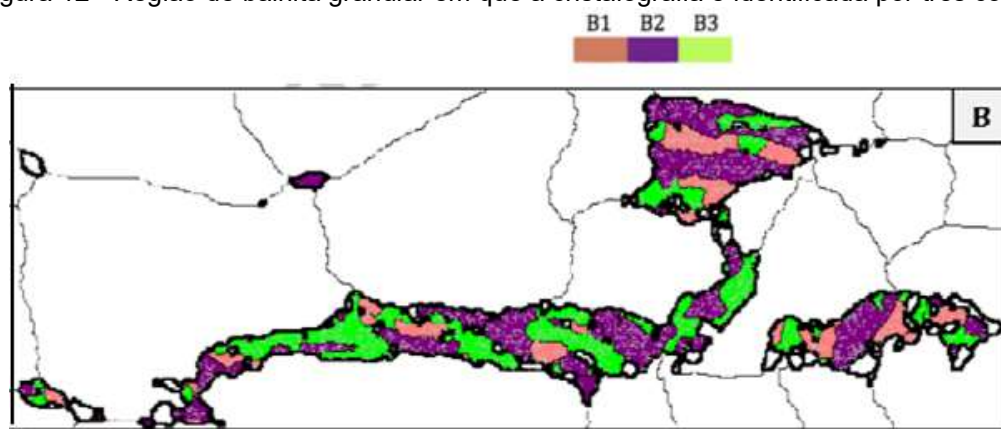
Figura 11 – Bainita granular revelada por microscopia óptica em um aço Fe-0,15C-2,25Cr-0,5Mo, % peso.



Fonte: JOSEFSSON e ANDRÉN *apud* BHADESHIA (2001).

Muitas das conclusões originais foram alcançadas a partir de observações microscópicas que não apresentavam resolução suficiente para estabelecer a estrutura dentro dos pacotes de bainita. Em 1967, os pesquisadores HABRAKEN e ECONOMOPOULOS (1967) *apud* BHADESHIA (2001) observaram e revelaram, por MET, as finas placas de ferrita bainítica dentro dos ‘pacotes’ que eram chamadas, até então, de ‘placas grosseiras’. Com relação à cristalografia da bainita granular, ela é semelhante à da bainita comum. Este fato fica mais evidente no trabalho de (PERELOMA; AL-HARBI; GAZDER, 2014) que mostra uma região, Figura 12, identificada como bainita granular em um aço TRIP e revela uma fina estrutura cristalográfica dentro de uma região que opticamente parece homogênea.

Figura 12 - Região de bainita granular em que a cristalografia é identificada por três cores.



Fonte: (PERELOMA; AL-HARBI; GAZDER, 2014).

BHADESHIA (2001) salienta, ainda, que uma característica (embora não única) da bainita granular é a falta de carbonetos na microestrutura. O carbono que é dividido na ferrita bainítica estabiliza a austenite residual, de modo que a microestrutura final contenha austenita retida e alguma martensita de alto teor de carbono. De acordo com TENUTA AZEVEDO e GALVAO DA SILVA *apud* BHADESHIA (2001) nas observações sobre a bainita convencional, não há redistribuição de elementos substitucionais durante a formação da bainita granular.

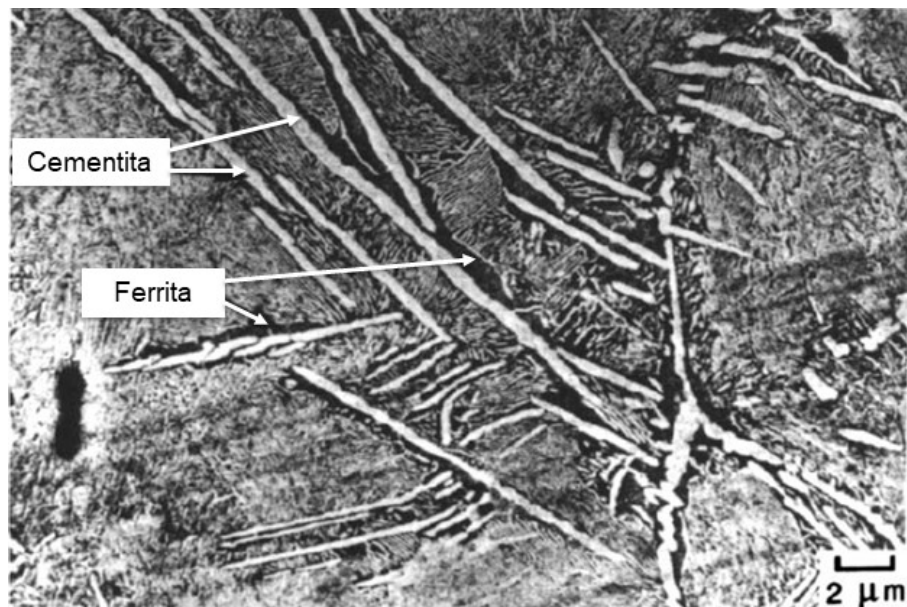
HABRAKEN E ECONOMOPOULOS *apud* BHADESHIA (2001) comentam que a extensão da transformação da bainita granular é dependente do resfriamento abaixo da temperatura B_s . Isto é um reflexo do fato de que esta microestrutura, assim como na bainita convencional, exibe um fenômeno de reação incompleto. A evidência, portanto, indica que a bainita granular não é diferente da bainita comum em seu mecanismo de transformação e a morfologia peculiar é uma consequência de dois fatores: (i) transformação com resfriamento contínuo – que permite a transformação extensiva em bainita durante o resfriamento gradual até a temperatura ambiente e, (ii) baixa concentração de carbono – que garante que quaisquer filmes de austenita ou regiões de carboneto que possam existir entre as sub-unidades da bainita sejam mínimos.

Os pesquisadores HABRAKEN e GOODENOW *et al. apud* BHADSHIA (2001), na tentativa de deduzir um mecanismo para a formação da bainita granular, propuseram, em 1965, que a austenita antes da transformação se divida em regiões ricas e empobrecidas em carbono. Essas regiões esgotadas em carbono deviam, então, se transformar em bainita granular. A idéia é a mesma sugerida pelos pesquisadores KLIER e LYMAN *apud* BHADSHIA (2001) em 1944, mas que AARONSON *et al. apud* BHADSHIA (2001) em 1966, demonstrou ser termodinamicamente impossível nos aços.

3.4.2 Bainita Inversa

Está bem estabelecido que a ferrita é a fase dominante na bainita convencional e a precipitação de carbonetos, quando ocorre, é um evento secundário. O termo “inversa” reflete o fato de que, ao contrário da bainita convencional, a cementita é a primeira fase a precipitar a partir de austenita. O autor HEHEMANN (1970) cita que uma ‘espinha/coluna’ em forma de placa de cementita que cresce diretamente da austenita ficando, no final, cercada, ou ‘rodeada/envolta’ por uma camada de ferrita, conforme mostra a Figura 13. Já o autor HILLERT *apud* BHADSHIA (2001) também destaca que é a cementita a primeira fase a formar e que a *bainita inversa* ocorre em aços hipereutetóides.

Figura 13 - Morfologia da bainita inversa.



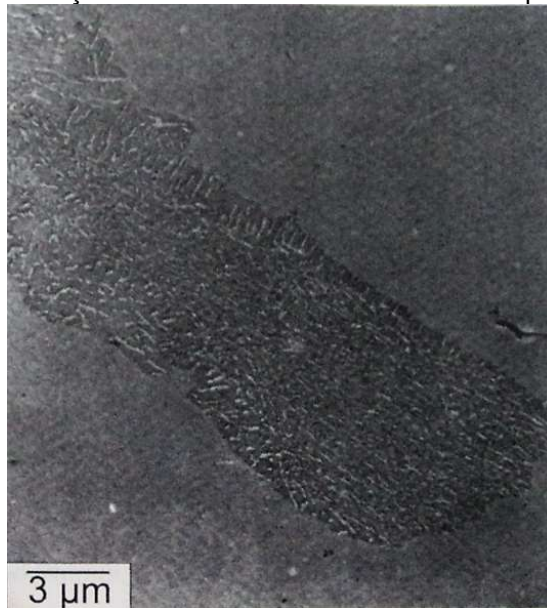
Fonte: BHADSHIA (2001). Cortesia: M. FARROQUE E D. V. EDMONS.

O mecanismo de transformação da bainita inversa ainda é praticamente desconhecido; não há evidências de que o crescimento da ferrita ocorra por um movimento coordenado de átomos e também não existem dados cristalográficos e da sua composição química. Segundo BHADSHIA (2001), a ferrita provavelmente se forma por um mecanismo de transformação reconstrutiva e parece não haver uma concordância na classificação desta transformação como bainita.

3.4.3 Bainita Colunar

A “bainita colunar” é uma das morfologias da cuja descrição é de um agregado não lamelar de cementita e ferrita. A sua forma geral é a de uma colônia irregular e ligeiramente alongada, conforme mostra a Figura 14. Segundo Bhadeshia (2001) a distribuição da cementita dentro da colônia é bastante peculiar; sendo que, a maioria das partículas em forma de agulha está alinhada com a dimensão mais longa da colônia. NILAN *apud* BHADESHIA (2001) destaca que esta região é cercada por uma camada constituída por partículas de cementita grosseiras que encontram a borda da interface austenita/ferrita. A estrutura é normalmente observada em aços hipereutetóides (GRENINGER; TROIANO, 1940; JELLINGHAUS, 1957; SPEICH e COHEN, 1960) *apud* BHADESHIA (2001) mas, também foi encontrado em aços de baixo carbono transformados em altas pressões (NILAN *apud* BHADESHIA (2001)).

Figura 14 - Micrografia eletrônica, mostrando uma colônia de bainita colunar em no aço Fe-0,82C, % em peso. A transformação isotérmica a ocorreu 288 °C e em pressão de 30 Kbar.



Fonte: NILAN *apud* BHADESHIA (2001).

Com relação à esta morfologia, BHADESHIA (2001) comenta que é provável que a bainita colunar seja mais parecida com a perlita do que a bainita, sendo necessárias mais investigações para se tomar decisões sobre o seu mecanismo de crescimento.

3.4.4 Alloy Pearlite, ou Bainita-Perlítica

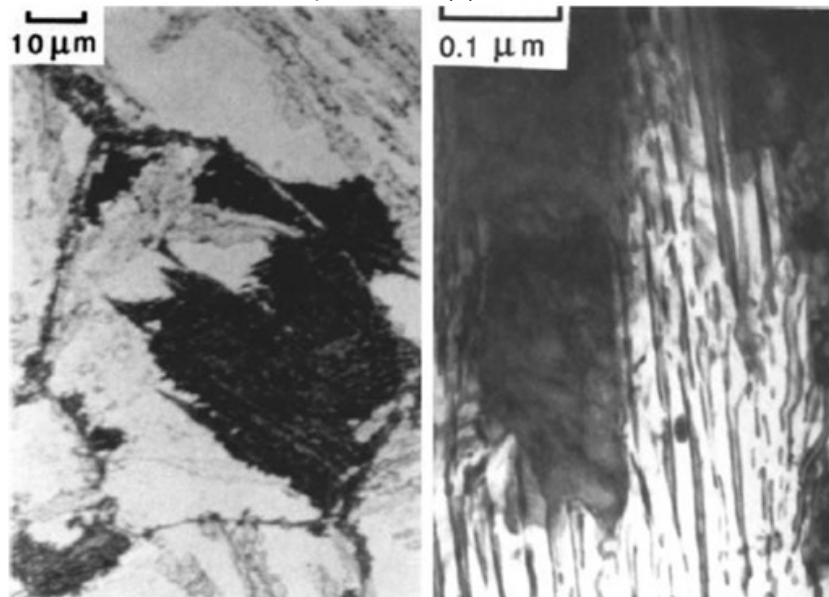
Em aços que contêm elementos de liga fortemente formadores de carbonetos, é possível obter perlita na qual o carboneto é um carboneto de liga (como M_7C_3 ou M_2C), em vez de cementita. Esta microestrutura parece evoluir somente em aços tratados isotermicamente e, segundo BHADESHIA (2001) pode formar-se em temperaturas acima de

Bs, ou um pouco abaixo desta temperatura. No entanto, somente depois de longo período na temperatura de transformação – geralmente, dias.

Com relação à sua morfologia, vista de um microscópio óptico, a perlita é vista em formato de nódulos escuros, conforme a Figura 15. No entanto, as colônias tendem a apresentar facetas cristalográficas, ao invés das ‘colônias’ bem arredondadas da perlita normal - reflexo da dependência da orientação da energia interfacial do carboneto de liga.

Esta morfologia facetada pode conduzir a observações de TEM enganosas, uma vez que os nódulos de perlita observados com uma alta resolução dão aparência de placas de ferrita paralelas com carbonetos intermediários, uma microestrutura semelhante à bainita superior, Figura 15.

Figura 15 - Microestrutura da popularmente conhecida por "bainita -perlítica" que é, na verdade, apenas perlita com carbonetos de liga (neste caso, M_7C_3), ao invés de cementita. Em (a) Microscopia óptica e em (b) TEM.



Fonte: BHADSHIA (2001).

Segundo BHADSHIA (2001) a terminologia “bainita-perlítica” dada a este produto de transformação é enganosa. Existe uma partição de solutos substitutivos durante a transformação, não há efeito de alívio na superfície, as fases de carboneto e ferrita crescem cooperativamente e, portanto, não há motivo para associar esta microestrutura à bainita. Levando-se estes critérios em consideração, (HACKENBERG; SHIFLET, 2003) referem-se erroneamente à esta microestrutura como bainita, mesmo que a transformação envolva simultânea transformação difusional para ferrita e carboneto de molibdênio.

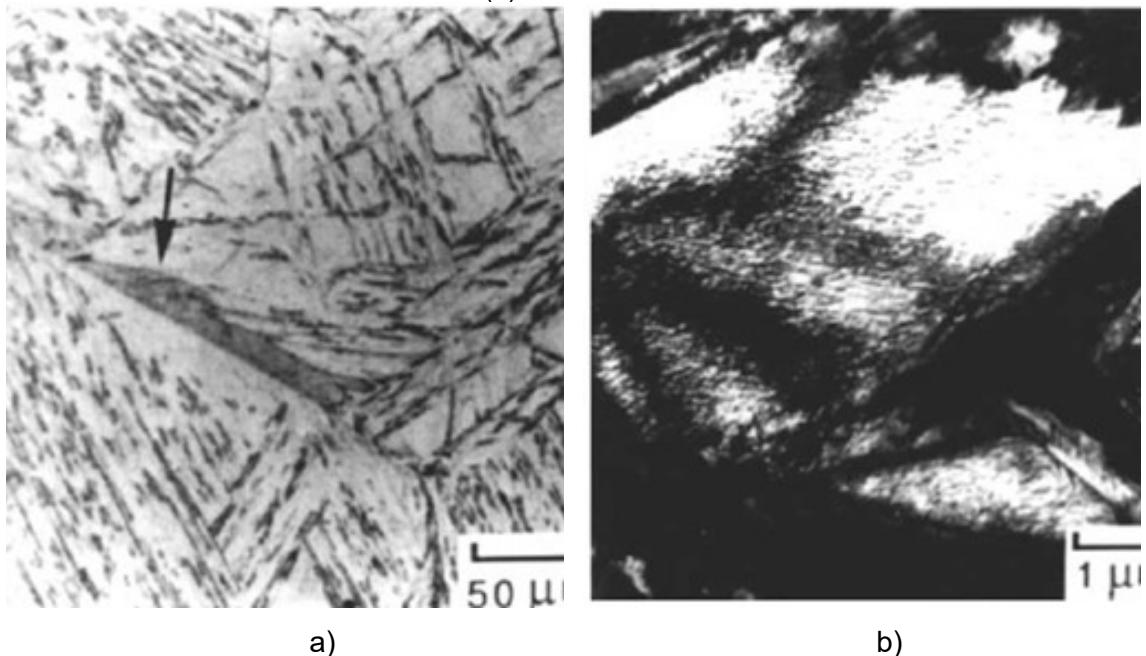
3.4.5 Bainita Inferior no Contorno de Grão

É bem conhecido que a nucleação da bainita ocorre de forma heterogênea nos limites de grãos da austenita. Além disso, a taxa de nucleação da bainita inferior pode ser grande a

temperaturas próximas da temperatura M_s , de forma que as superfícies dos grãos da austenita tornam-se cobertas por sub-unidades da bainita inferior, conforme a Figura 16.

Em baixas temperaturas a taxa de partição do carbono da ferrita supersaturada é lenta. Esse fato permite que as sub-unidades sejam capazes de se formar em matrizes sem qualquer austenita intermediária (BHADESHIA; EDMONDS, 1979). Esta microestrutura causou alguma preocupação em relação ao aço de alta resistência 300M, usado na condição temperada e revenida (PADMANABHAN; WOOD, 1984). Esta liga apresentava uma alta temperabilidade, sendo que seções de 10 cm de diâmetro poderiam tornar-se martensíticas com resfriamento ao ar. No entanto, a microscopia óptica revelou a surpreendente presença de alotriomorfos, que em exame detalhado resultou ser a bainita inferior no contorno de grão.

Figura 16 – Microestrutura da bainita inferior de contorno de grão. Em (a) Microscopia óptica e em (b) TEM.



Fonte: BHADESHIA (2001).

3.4.6 Bainita Coalescida

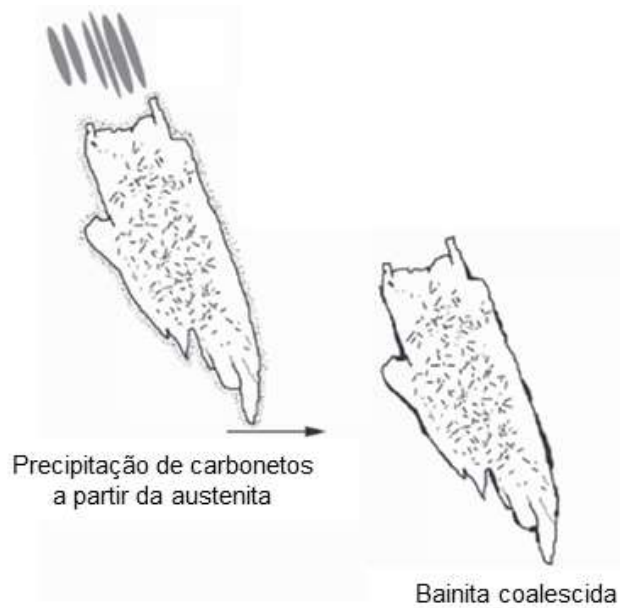
Há evidências crescentes de uma tendência incomum de formar placas grosseiras de bainita em grandes resfriamentos e temperaturas de transformação relativamente baixas (BHADESHIA *et al.*, 2006).

Ao que parece que as placas nucleadas separadas que estão na mesma orientação cristalográfica coalescem durante o crescimento prolongado. Isso leva a uma distribuição irregular de espessuras de placas, com placas de cerca de 0,2 μm de espessura e placas maiores, com muitos micrômetros de espessura. Estas últimas prejudicam a tenacidade dos aços.

Conforme a Figura 17, a nucleação começa com placas supersaturadas de carbono, com orientações idênticas, começando a se juntar. A seguir, as placas supersaturadas

formam uma placa supersaturada maior ainda, ocorrendo difusão de carbono na austenita e precipitação de carbono na ferrita.

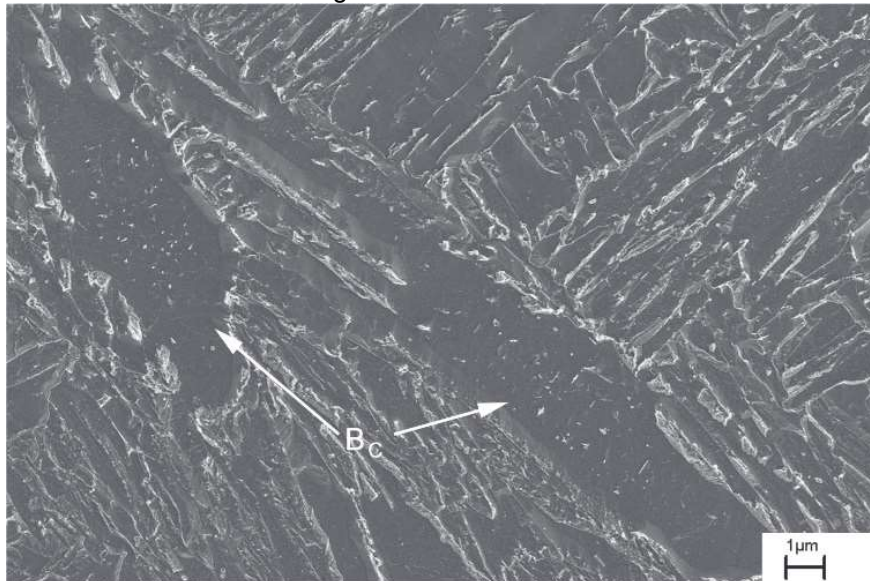
Figura 17 – Mecanismo de formação da bainita coalescida.



Fonte: (KEEHAN *et al.*, 2005)

Algumas placas grossas podem ser observadas em escala óptica, enquanto que a microestrutura remanescente consiste em muitas placas finas que só podem ser resolvidas usando MEV e/ou TEM. Segundo BHADSHIA (2001), até este momento, algumas das observações são em aços conformados, enquanto outros são de metais de solda, como o da Figura 18.

Figura 18 - Bainita coalescida observada no metal de solda 7-2L250. Pequenos precipitados podem ser observados dentro dos grãos bainita ferrítica. B_c é bainita coalescida.



Fonte: (KEEHAN *et al.*, 2015)

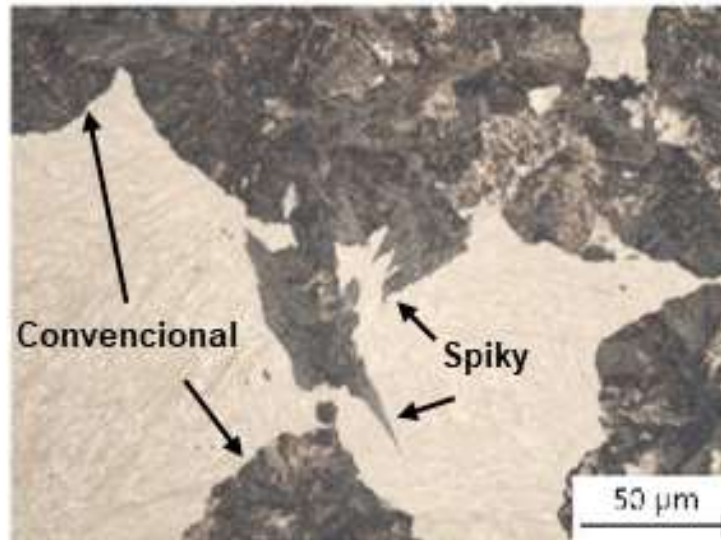
Os mecanismos para a que ocorra este coalescimento podem ser encontrados em (CHRISTIAN, 2003), (MAZZAFERRO *et al.*, 2011), (PAK; SUH; BHADSHIA, 2012).

3.4.7 Spiky Pearlite

Em grandes sub-resfriamentos, a extensão da cooperação entre a ferrita e a cementita diminui e a forma da colônia muda para uma forma que pode ser confundida com bainita se a classificação da microestrutura se basear em um exame superficial da morfologia.

A Figura 19 ilustra as morfologias em uma amostra que contém ambas as morfologias - as colônias convencionais e a forma *spike*, ou 'pontaguda'. A cementita dentro da perlita 'pontaguda' é descontínua, enquanto a ferrita está conectada completamente, "por toda parte".

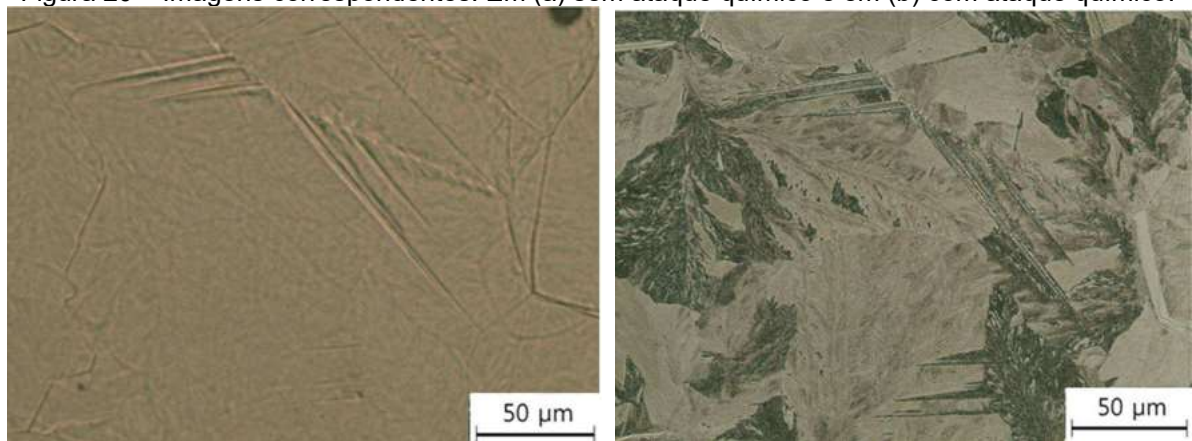
Figura 19 - Perlita no aço Fe-0,8%C-1Mn, % em peso, parcialmente transformada a 550°C.



Fonte: (SEO; BHADESHIA; SUH, 2015)

A prova de que a estrutura não é bainita está na Figura 20 que mostra a ausência de relevo na superfície, apontando a perlita pontaguda e a convencional. Os únicos deslocamentos de luz são devidos à algumas placas de bainita, como pode ser observado. A forma de perlita pontaguda, onde a ferrita e a cementita não crescem em uma frente de transformação comum - a partir da austenita - não exibem quaisquer relevos na superfície.

Figura 20 – Imagens correspondentes. Em (a) sem ataque químico e em (b) com ataque químico.



a)

b)

Fonte: (SEO; BHADESHIA; SUH, 2015)

3.5 A ESTABILIZAÇÃO MECÂNICA DA AUSTENITA

A maior parte dos trabalhos realizados sobre efeitos de estabilização mecânica envolvendo aços é focada na transformação martensítica. No entanto, experimentos de compressão em que a austenita é deformada plasticamente e, posteriormente, transformada em bainita revelaram que a bainita, também é susceptível à estabilização mecânica.

O crescimento da bainita também leva a uma deformação de forma com um grande componente de cisalhamento e que é semelhante ao da martensita, implicando um movimento coordenado do ferro e átomos de soluto substitutivos. Portanto, também deve ser suscetível a estabilização mecânica, mas parece que isso ainda não foi devidamente estabelecido.

Em uma revisão realizada por BHADSHIA (1992) este autor demonstrou que existiam algumas evidências que indicavam o efeito da estabilização mecânica na bainita.

Os experimentos de laminação à quente realizados por DAVENPORT (1977) podem ser interpretados como mostrando que a transformação bainítica é retardada em austenita deformada. Por outro lado, no trabalho de TSUZAKI *et al.* (1989), ficou demonstrado que, embora a austenita deformada se transformasse mais rapidamente, a fração em volume da bainita que se formou diminuiu quando comparada com a austenita não deformada.

No entanto, um trabalho em especial chama a atenção sobre este assunto. O autor (HUANG; YANG, 1993) mostrou que a austenita deformada transforma-se em bainita a uma temperatura mais elevada durante o resfriamento contínuo e a uma velocidade mais rápida, desde que o resfriamento tenha ocorrido suficientemente rápido para suprimir a recuperação da austenita. Efeitos semelhantes foram relatados pelos autores SMITH e SIEBERT (1970) e SMITH e SIEBERT (1971), que observaram aumentos nas temperaturas de início da formação da bainita em até 100 °C a taxas rápidas de resfriamento. Estes fenômenos, no entanto, não são relatados em artigos científicos no qual a transformação isotérmica é realizada.

3.6 TRATAMENTO TÉRMICO

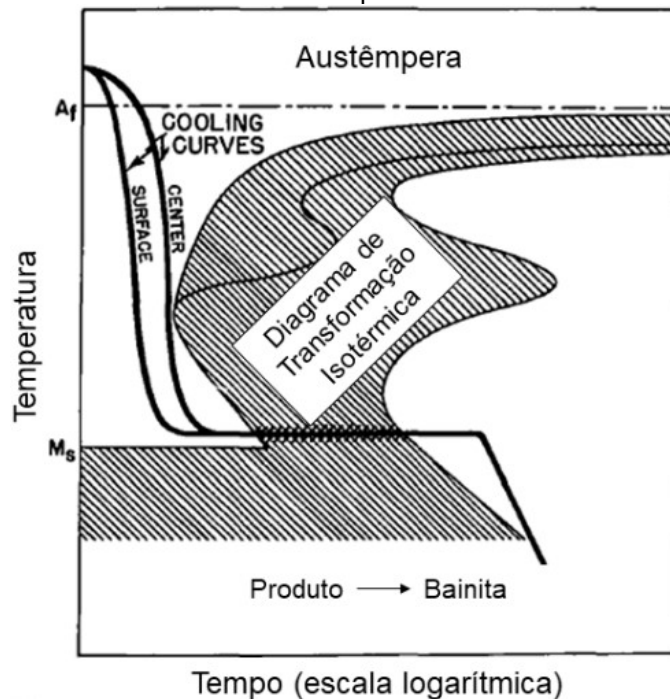
Similar à perlita, a bainita é uma mistura das fases ferrita e cementita – com exceção da *nanobainita* - sendo dependente da “partição” controlada por difusão de carbono entre a ferrita e a cementita. Contudo, ao contrário da perlita, a ferrita e a cementita (caso esta esteja presente) estão presentes em arranjos não lamelares, cujas características são dependentes da composição da liga e da temperatura de transformação. Dessa forma, segue descrito abaixo o tratamento térmico convencionalmente utilizado para a obtenção da microestrutura bainítica e, também, o tratamento que é utilizado atualmente para a obtenção desta microestrutura, em substituição ao convencional banho de sais.

3.6.1 O Tratamento Térmico Convencional

O tratamento térmico geralmente utilizado para obter a microestrutura bainítica é a austêmpera. Neste tratamento térmico *especial*, o aço é austenitizado e temperado em um banho de sais fundidos numa temperatura compreendida entre a de formação da perlita fina e a temperatura de início de formação da martensita, ou “Ms”.

Neste tratamento térmico o aço é mantido no banho de sais fundidos até que toda a austenita se transforme em bainita, conforme a Figura 21. Assim, as temperaturas do centro e da superfície da peça igualam-se à temperatura do banho de sais e a ausência de gradientes térmicos na transformação de fase - neste caso, para a bainita - minimiza as tensões geradas durante o tratamento.

Figura 21 - Esquema do ciclo de tratamento isotérmico utilizado no tratamento térmico de austêmpera.



Fonte: ASM METALS HANDBOOK (1991).

No entanto, ao utilizar um banho de sais fundidos de média-baixa severidade de têmpera o aço precisa apresentar uma temperabilidade suficiente para evitar a formação da ferrita e da perlita. Outro ‘ponto’ negativo seria o limitado tamanho das peças, justamente para que não haja a transformação da austenita em outros produtos de transformação.

3.6.2 O Tratamento Térmico Empregado *Atualmente*

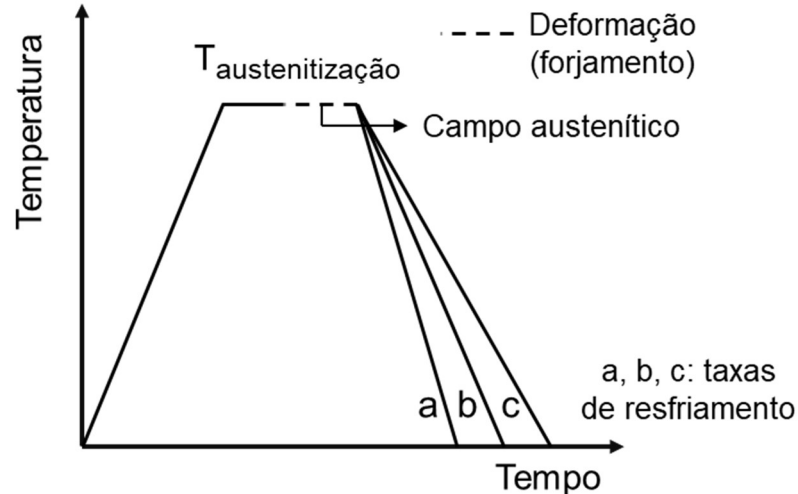
Em função da toxicidade apresentada pelo banho de sais fundidos, novos aços e novas estratégias de tratamento térmico e termomecânico vêm sendo empregados. Uma dessas estratégias é o emprego do *resfriamento direto*. Ou seja, o aço - de composição química

modificada - é austenitizado e resfriado, à taxas moderadas, continuamente, visando à obtenção da microestrutura bainítica em componentes e/ou peças forjadas.

Assim, para a produção de componentes forjados existem duas estratégias que podem ser empregadas – excluindo-se o tratamento térmico convencional de austêmpera -, conforme as Figuras 22 e 23. Sejam elas:

- (i) austenitizar o aço, aplicar o forjamento e, em seguida, o resfriamento direto e controlado, conforme a Figura 22. Esta estratégia somente torna-se viável se a indústria possui o setor de forjamento acoplado ao de tratamento térmico – normalmente separados nas indústrias do Brasil - e, portanto, muito pouco explorada. No entanto, com o intuito de reduzir a cadeia de produção de peças, esta rota tem sido desenvolvida em países da União Européia mediante o emprego dos novos aços bainíticos para forjamento, uma vez que possibilitam a obtenção de uma microestrutura com uma grande fração volumétrica da bainita após o emprego do forjamento seguido do resfriamento direto.

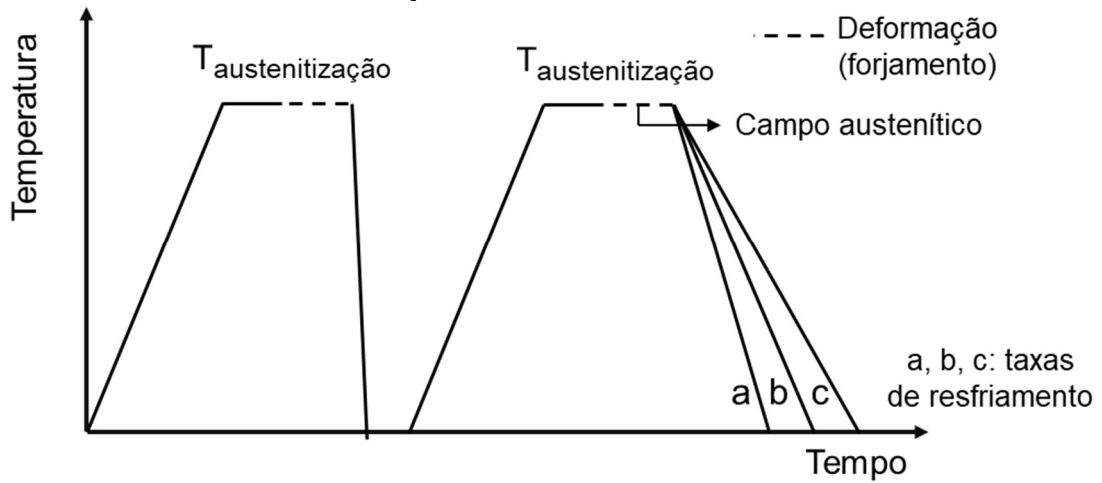
Figura 22 - Representação esquemática do tratamento termomecânico descrito na estratégia (i) para a obtenção da microestrutura bainítica.



Fonte: Autor.

- (ii) aplicar o forjamento na temperatura de austenitização. Após esta etapa, o aço resfria ao ar. Agora, austenitiza-se novamente a peça forjada e, na sequência, realiza-se o resfriamento do material, conforme a Figura 23. Esta estratégia ainda é a mais utilizada, mas apresenta alguns inconvenientes, como: maior consumo de energia e efeitos prejudiciais na microestrutura do material (aumento do tamanho de grão, principalmente) e que acabam por diminuir a vida útil do componente.

Figura 23 - Representação esquemática do tratamento termomecânico descrito na estratégia (ii) para a obtenção da microestrutura bainítica.

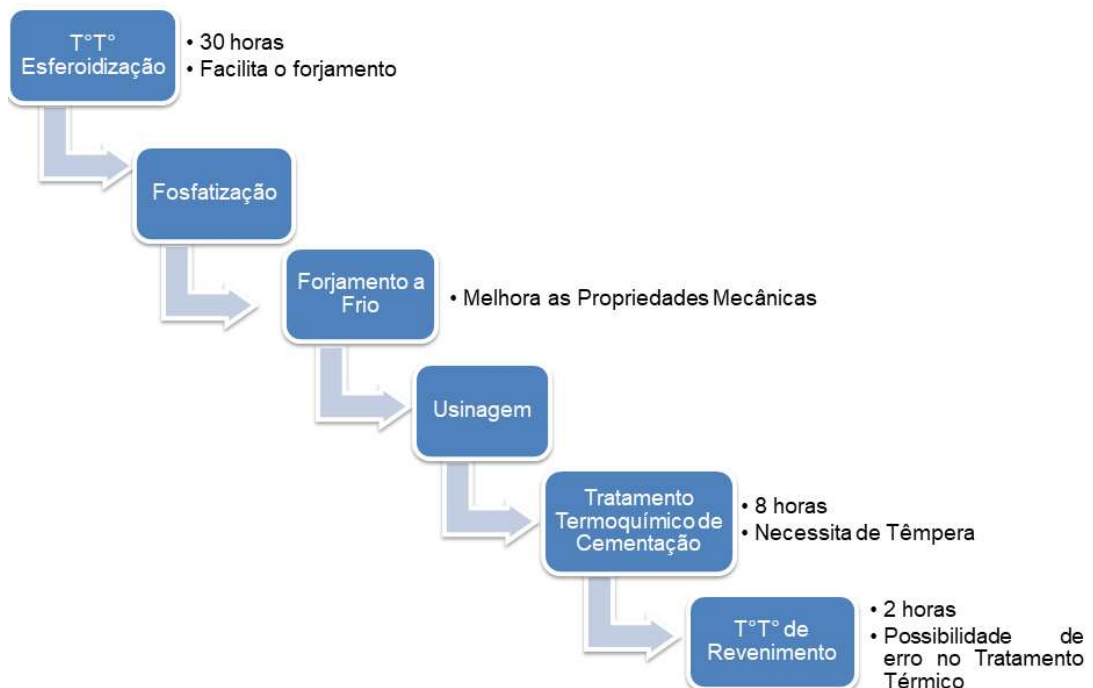


Fonte: Autor.

3.7 ROTA, OU TRATAMENTO TERMOMECÂNICO, ATUALMENTE EMPREGADA NA CONFEÇÃO DE PEÇAS AUTOMOTIVAS

Na fabricação de peças, especialmente peças automotivas, as etapas de manufatura até o produto acabado englobam uma extensa rota de processamento. A Figura 24, abaixo, detalha a rota de fabricação comumente utilizada na confecção da cruzeta e, também, da tripeça. A rota em questão envolve: (i) um longo tratamento térmico de para a obtenção da microestrutura esferoidita, (ii) a fosfatização - um processo de lubrificação, (iii) forjamento a frio, (iv) usinagem, para o ajuste dimensional, (v) tratamento termoquímico de cementação e, (vi) tratamento térmico de revenimento.

Figura 24 – Rota tradicional para a fabricação da cruzeta / tripeça.



Fonte: Autor.

Nesta rota, além do longo tempo dos tratamentos térmicos e termoquímicos e da possibilidade de erro – inerente a estes processos - existe a peculiaridade da indústria do forjamento situar-se, geograficamente, em outro local; portanto, o tempo gasto com o transporte das peças é um outro fator a ser considerado no preço final do componente produzido.

3.8 AÇOS BAINÍTICOS MODERNOS

Aços com limite de escoamento superiores a 1000 MPa são importantes e muito utilizados em aplicações que requeiram maior segurança. No entanto, os maiores mercados comerciais são para graus de aços de menor resistência, onde o teor de liga total raramente excede 2% em peso. Dessa forma, o *design* da liga deve ser cuidadoso visando um adequado equilíbrio de propriedades mecânicas e metalúrgicas finais no contexto de tecnologias de produção de aço em grande escala.

Os aços convencionais, ou *lean*, tendem a se transformar em misturas de ferrita alotriomórfica e bainita; sendo que, qualquer tentativa de aumentar a resistência do material geralmente conduz a microestruturas parcialmente martensíticas. A solução reside, portanto, em aços de baixa liga e baixo teor de carbono, contendo pequenas quantidades de B e Mo a fim de suprimir a formação de ferrita alotriomórfica, princípios estabelecidos originalmente pelos pesquisadores IRVINE e PICKERING *apud* (BHADESHIA, 2001). O B aumenta a temperabilidade da bainita. Adições de outros elementos de liga podem, na presença de boro, manter-se em concentrações suficientemente baixas para evitar a formação de martensita.

Adiante, a Tabela 2 apresenta a composição química dos principais graus de aços bainíticos com aplicações em forjamento.

3.8.1 Influência do Controle do Processo de Resfriamento e a Morfologia da Bainita

Os elementos Mn, Cr, Mo e B, quando adicionados em teores suficientes em aços, como no grau DIN 20MnCrMo7, permitem que uma ampla gama de velocidades de resfriamento possa ser empregada para a obtenção de microestruturas bainíticas e martensíticas (ENGINEER, 2013). As velocidades de resfriamento críticas para a transformação bainítica podem ser determinadas pela abordagem *Maynier* (WU *et al.*, 2006) ou usando sistemas de *software* como JMatPro® e MUC646 com base em diagramas TTT (BHADESHIA, *et al.*, 1982).

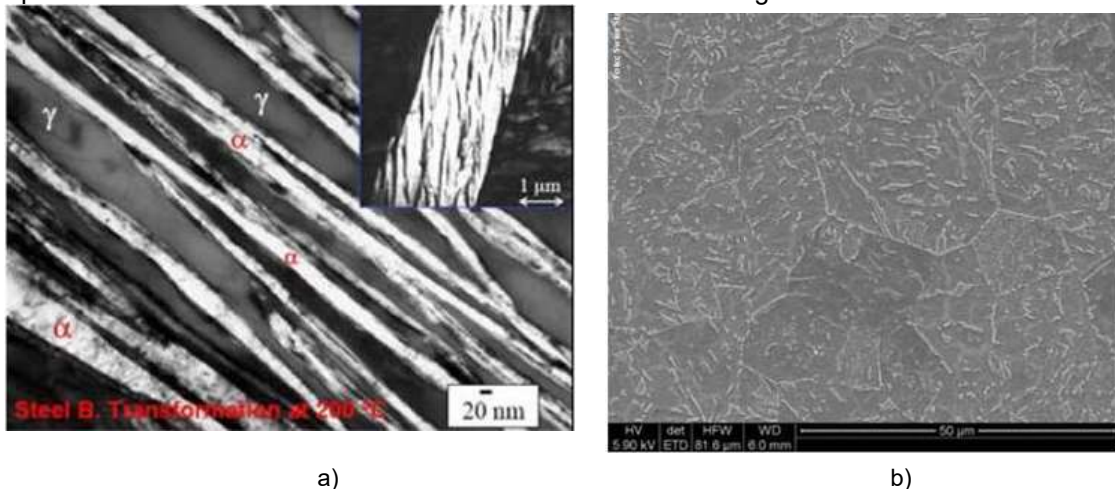
Uma comparação direta dos processos de resfriamento isotérmico e contínuo no que diz respeito às propriedades mecânicas finais foi realizada por EGGBAUER e BUCHMAYR (2015). Embora a transformação bainítica isotérmica possa resultar em melhores propriedades, alguns pesquisadores ENGINEER, MERKEL e WEWERS (2014) e SOURMAIL

e SMANIO (2013) sugerem que o resfriamento contínuo proporciona condições de processamento mais robustas.

Altos teores de Si suprimem a formação da cementita, promovendo a geração de uma microestrutura bainítica livre de carbonetos, o que é benéfico para as propriedades mecânicas. O Si também retarda a cinética da transformação bainítica, estabiliza a austenita retida pelo enriquecimento em carbono e, devido à transformação incompleta, deixa quantidades significativas de martensita *não revenida* na microestrutura final. Considera-se o efeito da austenita retida benéfico, pois favorece a plasticidade induzida por transformação (CABALLERO *et al.*, 2009a), (SAHA PODDER; BHADSHIA, 2010), (SUGIMOTO; SATO; ARAI, 2010), (SHARMA; SANGAL; MONDAL, 2011).

Microestruturas bainíticas livres de carbonetos tem um potencial considerável para aplicação automotiva, uma vez que apresentam resistências à tração superiores a 1600 MPa, mantendo boa ductilidade. A Figura 25 a) mostra uma micrografia da bainita nanoestruturada e a Figura 25 b) uma microestrutura bainítica 'granular' livre de cementita.

Figura 25 - Em a) Imagem da bainita nanoestruturada obtida em um aço com alto teor de Si ($\geq 1,5\%$ em peso) obtida por microscopia eletrônica de transmissão. Em b) A extraordinária combinação de propriedades do aço bainítico suíço 7MnB8 é alcançada através de uma microestrutura otimizada para a melhor deformabilidade a frio: microestrutura bainítica 'granular' e livre de cementita.



a)

b)

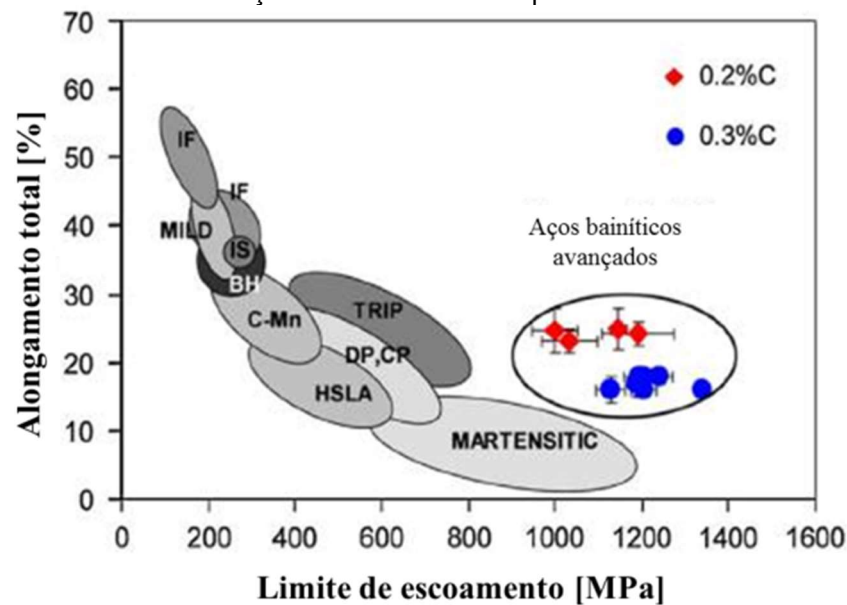
Fonte: (SOURMAIL *et al.*, 2013) e (HASLER, 2014).

Princípios gerais de *design* de aços bainíticos são encontrados em (TERZIC *et al.*, 2013), (SONG; DE COOMAN, 2013), (WANG; VAN DER WOLK; VAN DER ZWAAG, 2000), (CABALLERO; BHADSHIA; MAWELLA, 2001), (CABALLERO *et al.*, 2001), (ROSE *et al.*, 2014), (GOMEZ; PÉREZ; BHADSHIA, 2009). Está bem estabelecido que a resistência mecânica da bainita é controlada, principalmente, pelo refinamento da microestrutura. Isto significa que a temperatura inicial de transformação bainítica (B_s) deve ser suficientemente baixa. O que pode ser conseguido com maiores quantidades de C, Si, Mn, Cr e Mo, sendo que para os aços com teores de carbono inferiores a 0,2% em peso, a bainita granular é predominantemente formada (HASLER, 2014). Um grande esforço foi feito para caracterizar as propriedades específicas dos diferentes tipos de bainita e uma descrição das diferentes

morfologias é encontrada em (ZAJAC *et al.*, 2005), (CABALLERO *et al.*, 2009), (CABALLERO *et al.*, 2010), (CABALLERO *et al.*, 2012).

A Figura 26 apresenta o limite de escoamento e o alongamento total de aços bainíticos avançados contendo teores de C entre 0,2% e 0,3% em peso, e que foram investigados por (CABALLERO *et al.*, 2009) e comparados com os outros aços disponíveis comercialmente.

Figura 26 - Limite de escoamento e alongamento total dos novos aços bainíticos em comparação com outros aços comercialmente disponíveis.



Fonte: Adaptado de (CABALLERO *et al.*, 2009).

3.8.2 Aspectos fundamentais na concepção de uma liga bainítica para forjamento

Os aços bainíticos para forjamento precisam cumprir exigências especiais dadas pelas condições de serviço (KHODABANDEH *et al.*, 2006), (LEMAITRE; DIERICKX; BITTES, 2007). Em uma visão geral, devem apresentar altos valores de limite de resistência, excelente resistência à fadiga, boa soldabilidade e usinabilidade.

Os altos valores de resistência à tração e à fadiga são somente alcançáveis mediante a modificação da composição química do aço. Abaixo, segue uma descrição do efeito dos principais elementos de liga adicionados à composição dos novos aços bainíticos para forjamento:

- C: embora seja bem conhecido que o teor de C apresenta um efeito mais intenso sobre a cinética da bainita BHADESHIA (2001), diminuindo a temperatura B_s (BHADESHIA, 2005), para não prejudicar a soldabilidade os novos graus de aços bainíticos para forjamento apresentam um teor de carbono limitado em 0,2% em peso;
- Mn: é um elemento químico com baixo custo, cujo principal efeito deste elemento é diminuir a temperatura B_s e, dessa forma, uma microestrutura mais refinada pode ser

obtida. No entanto, segregações de Mn aumentam a quantidade de martensita formada (CABALLERO, 2009);

- Ti e Ni: impedem o crescimento exagerado de grão, possibilitando pacotes de bainita mais refinados. Ainda, em aços contendo B, o Ti liga-se ao N, evitando a formação de BN;
- Ni ($\leq 0,2\%$, em peso): é usado para melhorar a tenacidade (ENGINEER *et al.*, 2011), com utilização limitada devido ao alto preço de mercado deste elemento;
- Si: utilizado a fim de evitar o surgimento de inclusões não metálicas de Al durante a fabricação do aço. Facilita a redução e a desoxidação (BLECK *et al.*, 2015), (ENGINEER; MERKEL; WEWERS, 2014). Dificulta a formação das fases ferrita e perlita. Quando superior a 1,2% em peso inibe a formação de carbonetos e promove o enriquecimento da austenita em carbono durante a transformação bainítica;
- S (em torno de 0,01%, em peso): propicia melhoria da usinabilidade, mas a custos de tenacidade e resistência a fadiga;
- Cr, Mo e B: deslocam a curva CCT para a direita, permitindo menores taxas de resfriamento (SONG; DE COOMAN, 2013), (TERZIC *et al.*, 2013) o que é importante para os componentes forjados onde o resfriamento contínuo será aplicado.

Além da composição química, as dimensões da peça e condições de resfriamento adequadas são parâmetros muito importantes para garantir um processo de produção robusto (SOURMAIL; SMANIO, 2013). Após o resfriamento contínuo, diversos trabalhos apresentaram como resultado microestruturas contendo frações das fases bainita e martensita sem a formação de ferrita e perlita.

Tabela 1 – Principais graus de aços bainíticos *comercialmente disponíveis*.

Grau do aço	C [%]	Mn [%]	Si [%]	Cr [%]	YS [MPa]	Rm [MPa]	Alongamento [%]	Instituto de pesquisa / Companhia
20MnCrMo7	0,22	1,72	0,49	1,6	860	1250	14	EZM
HDB	0,17	1,52	1,46	1,32	782	1167	12,5	RWTH
Solam B1100 18MnCr5-3	<0,2	<1,9		<1,5	>700	>1100	>15	Arcelor
Metasco MC 25MnCrSiVB6	0,25	1,3	0,9	0,8	>700	>1000	>15	Ascometal
H2/mod. 16MnCr5	0,16	1,25			800	1050	16	Hirschvogel
18MnCrSiMo6-4	0,17	1,5	1,2	1,2	1030	1170	16,2	Swiss Steel
LUT-1 20 MnCr5	0,20	1,3	0,5	1,1	850	1100	15	Uni Leoben

Fonte: Adaptado de (BUCHMAYR, 2016).

Pode-se observar na composição química destes aços que o teor de C é baixo (0,2%, em peso, no máximo), pelas razões já discutidas. Por outro lado, aços com teores de C em torno de 0,6% em peso e contendo elevados teores de Si permitiram a obtenção de microestrutura bainítica livre de carbonetos e austenita retida em forma de 'ripas' com excelentes propriedades mecânicas (SOURMAIL *et al.*, 2013).

A Tabela 2 apresenta os principais aços bainíticos para *forjamento* em estudo/desenvolvimento.

Tabela 2 – Resumo das principais ligas bainíticas utilizadas para forjamento. Percebe-se, entre elas, que a composição química não difere muito. No entanto, existem diferenças no processo de fabricação.

Aço	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	Nb	Ti	B	Al	N	Outros
Liga 1	0,15	0,8	1,4	-	0,20	-	-	-	-	-	-	V 0,15
Liga 2	0,09	0,25	1	0,5	1	-	0,1	0,02	0,002	0,04	0,06	-
Liga 3	0,09	0,4	1,4	-	-	-	0,07	-	-	0,04	0,01	V 0,06
Liga 4	0,09	0,25	1,4	-	-	-	0,07	0,02	0,002	0,04	0,006	-
Liga 5	0,18	0,97	2,5	0,1	0,1	0,2	-	0,03	0,0018	0,0095	0,0069	-
Liga 6	0,12	-	1,6	-	-	-	0,08	-	0,004	-	-	-
Liga 7	0,09	1,23	7,7	0,45	0,45	-	-	0,026	0,002	0,08	0,006	-

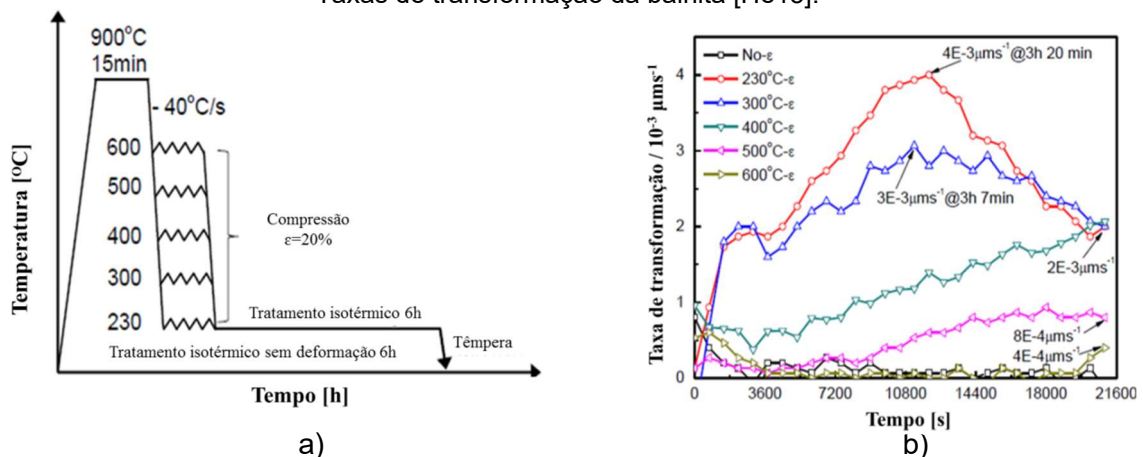
Fonte: Autor.

3.8.3 Efeito do Processamento Termomecânico sobre as Propriedades do Material

Efeito na cinética de transformação da bainita

Recentemente, um estudo acerca da aceleração da transformação bainítica em um aço contendo elevados teores de Si e C foi realizado por (HE *et al.*, 2015). Neste trabalho, a rota de processamento da Figura 27 a) foi implementada. Verificou-se que deformações plásticas em mais baixas temperaturas aceleram a cinética da transformação bainítica, Figura 27 b).

Figura 27 – Em a) - Rotas de processamento termomecânico empregadas por [He15] e, em b) - Taxas de transformação da bainita [He15].



Fonte: Adaptado de (HE, 2015).

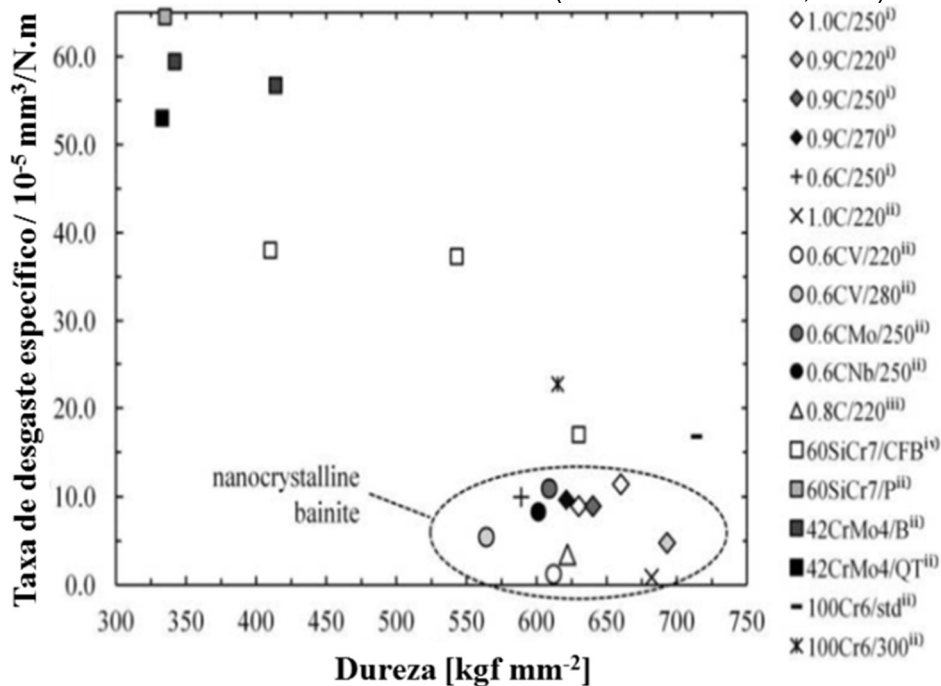
De forma geral, a deformação plástica da austenita acelera a transformação bainítica devido à geração de defeitos (discordâncias) que aumentam a velocidade de nucleação, o que reduz o tempo de incubação. No entanto, segundo BHADESHIA (2001) grandes deformações plásticas podem retardar o progresso da formação da bainita por um processo conhecido como estabilização mecânica, anteriormente comentado.

Efeito na resistência ao desgaste

Vários estudos (REMENTERIA *et al.*, 2016), (NAFAR DEHSORKHI *et al.*, 2014), (BREGLIOZZI *et al.*, 2003), (SUNDSTRÖM; RENDÓN; OLSSON, 2001), (GÜNDÜZ; KAÇAR; SOYKAN, 2008), (BHATTACHARYYA *et al.*, 1977) indicam que, para uma dada composição e microestrutura do aço, uma diminuição no tamanho efetivo do grão conduz a uma melhoria na resistência ao desgaste. Assim, microestruturas nanobainíticas são pensadas para aplicações onde a resistência ao desgaste deve ser otimizada.

A Figura 28 apresenta a taxa de desgaste específica como uma função da dureza inicial de diferentes aços *nanobainíticos* em comparação com outras microestruturas convencionais. A superioridade da microestrutura bainítica nanoestruturada é indiscutível, com valores de desgaste abaixo de $10^{-4} \text{ mm}^3 \text{ Nm}^{-1}$.

Figura 28 - Taxa específica de desgaste como uma função da dureza inicial para aços nanobainíticos atuais em conjunto com outras microestruturas de referência testadas sob as mesmas condições. Os aços nanobainíticos são codificados como xC / y, em que x é o teor de carbono da liga e Y é a temperatura de transformação. CFB é a bainita livre de carbonetos, P é a perlita, B é bainita convencional e QT é martensita revenida (REMENTERIA *et al.*, 2016).



Fonte: Adaptado de (REMENTERIA *et al.*, 2016)

3.9 SENSOR DE CORRENTES PARASITAS

A seguir, são apresentados os equipamentos, princípio de medição, comportamento dos sinais de medição, além das vantagens e desvantagens do sistema de monitoramento *via* correntes parasitas.

3.9.1 Equipamentos

O sistema de monitoramento consiste em:

- I. PC de medição e controle para gerar o sinal de excitação e registrar o sinal medido;
- II. amplificador de potência;
- III. sensor de correntes parasitas.

Em especial, destaca-se o *sensor*, resistente a altas temperaturas (devido ao sistema de refrigeração) e que permitiu, pela primeira vez, a análise harmônica de sinais de correntes parasitas em componentes de aço a temperaturas de até 1250 °C.

3.9.2 Princípio de Medição

A Figura 29 mostra correntes parasitas induzidas em um condutor ‘perfeito’, ou livre de defeitos. Nesta figura é possível observar que a corrente variável que flui no circuito tem o efeito de induzir uma corrente elétrica que flui na peça de metal; sendo que, esta corrente na peça espelha a corrente aplicada que flui através do circuito – porém, flui na direção oposta. Essas correntes induzidas são conhecidas como correntes parasitas ou correntes de Foucault.

A existência de defeitos, como rachaduras e trincas, processos corrosivos, ZAC, etc. interrompe o fluxo das correntes parasitas, conforme a Figura 30. Em consequência, o campo magnético associado às correntes parasitas induzidas, H_{ec} , também é interrompido e o campo magnético total pode ser escrito como a soma do campo da bobina de acionamento, H^0 , e aquele que é espalhado pelo defeito, H^s :

$$H_{ec}(t) = H^0(t) + H^s(t) \quad \text{Equação 1}$$

Essa interrupção do campo magnético pode ser detectada pela bobina de indução, ou por outra bobina de detecção ou captura dedicada especificamente para medir o sinal do defeito.

Por outro lado, os métodos de avaliação eletromagnética não destrutiva podem ser usados não apenas para detecção de defeitos, mas também para a caracterização de materiais, conforme realizado no presente estudo. Com métodos baseados em modelos ou calibração, é possível medir a condutividade elétrica σ (ou, equivalentemente, a resistividade $\rho = 1/\sigma$) de um metal, o que é útil para caracterizar ligas metálicas.

Figura 29 - Correntes parasitas induzidas em uma peça de metal por um circuito cuja corrente é variável no tempo, em ar.

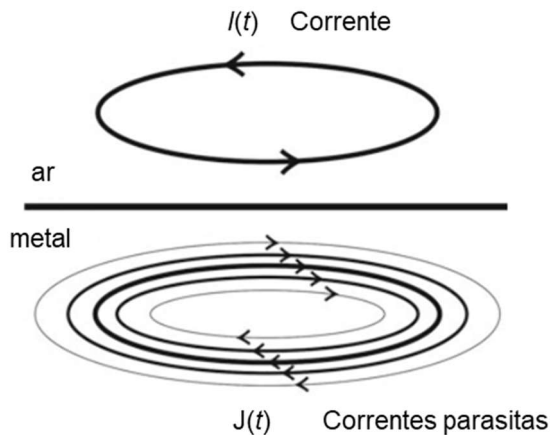
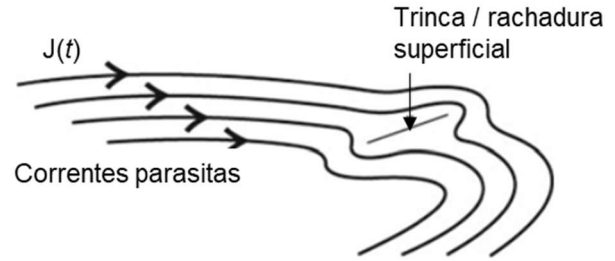


Figura 30 - Correntes parasitas interrompidas por um defeito na superfície.



Fonte: Adaptado de (NICOLA BOWLER, 2019)

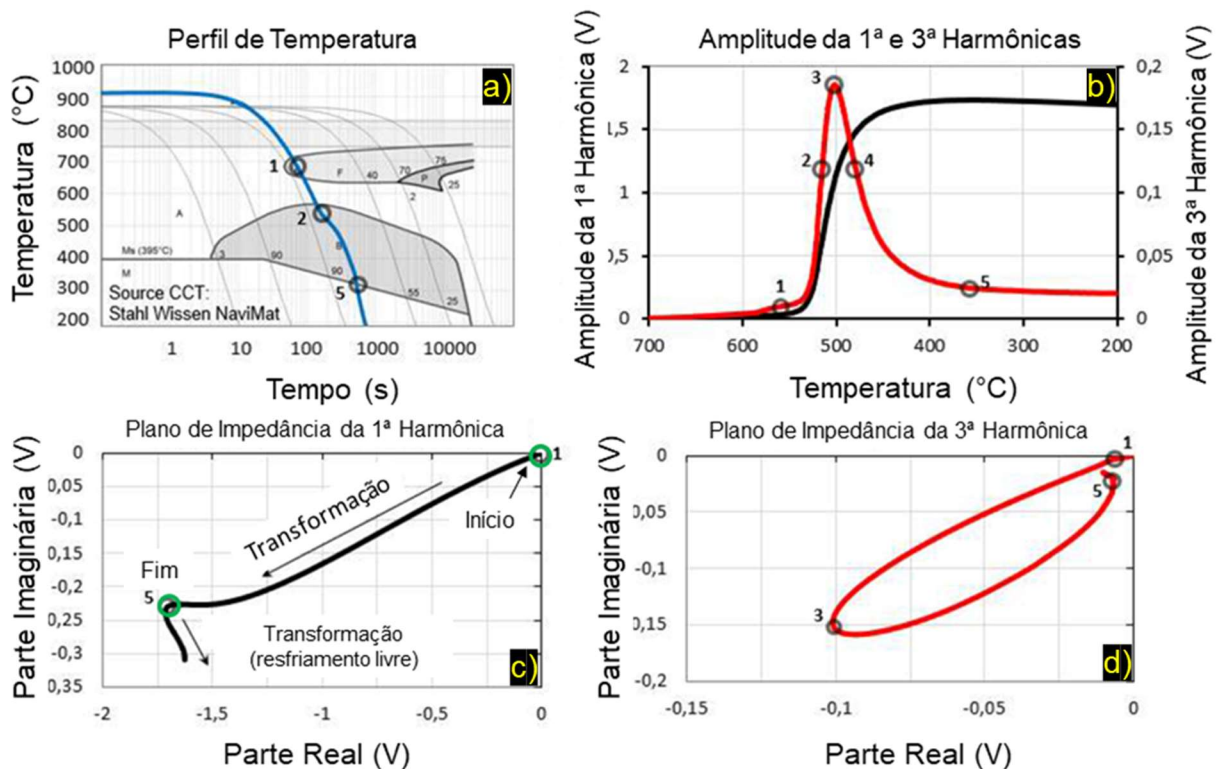
Dessa forma, o sensor de correntes parasitas consiste em uma bobina condutora que é colocada próxima ao material ferromagnético a ser monitorado. Quando uma corrente alternada é aplicada à bobina, uma corrente parasita é induzida no material ferromagnético devido aos campos magnéticos gerados pela bobina. Essa corrente parasita é proporcional à resistência elétrica do material, que por sua vez está relacionada à sua temperatura. Assim, o princípio de medição do sistema de monitoramento está baseado na tecnologia de correntes de parasitas e na análise harmônica dos sinais de correntes parasitas em materiais ferromagnéticos, onde um campo magnético primário alternado é gerado através de uma bobina sujeita a uma corrente alternada senoidal.

Este campo magnético leva a uma magnetização contínua ao longo da curva de histerese magnética em materiais ferromagnéticos; ao mesmo tempo que, correntes parasitas são induzidas no componente. Essas correntes produzem um campo magnético secundário que se opõe ao campo de excitação primário. O campo magnético resultante obtido desta maneira é distorcido não linearmente de acordo com a histerese magnética e induz uma tensão alternada com componentes de sinal harmônico na bobina de medição.

Esses harmônicos mais altos podem ser separados e avaliados através de uma *transformada de Fourier* e permitem uma caracterização não destrutiva das propriedades do material. Assim, devido à boa correlação entre os valores eletromagnéticos medidos e as propriedades físicas do material, a análise harmônica dos sinais de correntes parasitas é uma tecnologia confiável para a caracterização do material, conforme destacam (BERNARD; REIMCHE; BACH, 2007), (CHOJECKI *et al.*, 2007). Nos trabalhos de (REIMCHE *et al.*, 2011) e (KLÜMPER-WESTKAMP, *et al.*, 2010) também foi demonstrado que, para a transformação bainítica isotérmica que ocorre em um banho de sal, existe uma correlação muito boa entre a amplitude do 1º harmônico e a alteração no comprimento registrada usando um dilatômetro, que corresponde ao grau de transformação.

Dessa forma, quando o material inicia a sua transformação a partir do estado austenítico Figura 31(a), a formação de microestruturas ferromagnéticas altera a amplitude dos sinais do 1º harmônico, Figura 31(b). Assim, através da amplitude do 1º Harmônico (que atinge seu máximo no final da transformação) pode-se detectar de maneira precisa o *início* e o *fim* das transformações, conforme apresentado na Figura 31(c). Já o comportamento característico do sinal do 3º harmônico pode ser descrito como um *loop* no plano de impedância, fornecendo informações acerca da microestrutura do material, pois o ângulo de fase desse *loop* é influenciado pelas propriedades elétricas e magnéticas características de cada microestrutura, conforme apresentado na Figura 31(d).

Figura 31 – Comportamento característico dos sinais da 1ª e 3ª harmônicas.

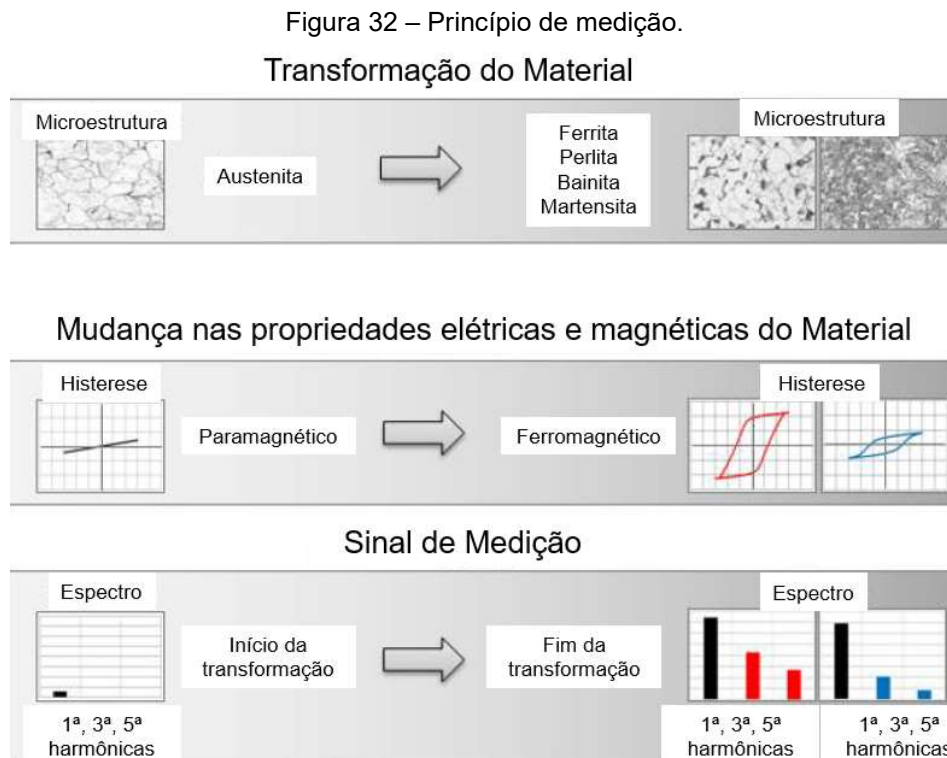


Fonte: Adaptado de (BRUCHWALD *et al.*, 2016)

Dessa forma, se o sensor for utilizado sem uma amostra em seu interior, ou se algum material paramagnético (aço austenítico, por exemplo) for introduzido em seu interior, em ambos os casos o sinal de leitura terá baixa amplitude. No entanto, se uma amostra de aço dentro do sensor é resfriada a partir do estado austenítico, as propriedades elétricas e magnéticas do material alteram-se e a amplitude dos sinais de medição aumenta. Desta maneira, é possível verificar-se:

- I. o instante no qual as transformações iniciam e o seu fim;
- II. o instante onde a máxima taxa de transformação aconteceu;
- III. o tempo total de reação.

A Figura 32 apresenta de maneira global o princípio de medição que será melhor detalhado na seção 3.9.3.



Fonte: Adaptado de (BRUCHWALD *et al.*, 2015)

No aço paramagnético, o ‘estado’ austenítico apresenta a condutividade elétrica e a permeabilidade magnética muito baixas. No projeto dos sensores de corrente parasitas, que são compensados ao ar, a amplitude do 1º harmônico é de aproximadamente 0 V nessa condição. Os componentes harmônicos no sinal de medição são baseados nas propriedades magnéticas do componente e na histerese magnética e ocorrem apenas em materiais ferromagnéticos. Portanto, as amplitudes dos componentes do sinal harmônico superior também desaparecem.

3.9.3 Comportamento Fundamental dos Sinais de Medição

3.9.3.1 1º Harmônico

A amplitude do 1º harmônico aumenta durante a transformação do material e atinge seu máximo no final da transformação. Isto é devido principalmente ao fato de que o fluxo magnético no sensor aumenta com maiores quantidades de material ferromagnético. No plano de impedância, o final da transformação é caracterizado por uma mudança de fase significativa que permite sua detecção confiável. A amplitude ligeiramente decrescente durante o resfriamento *sem transformação* pode ser atribuída às mudanças relacionadas à temperatura nas propriedades elétricas e magnéticas.

3.9.3.2 3° Harmônico

A amplitude do 3° harmônico aumenta até atingir o máximo e depois diminui até atingir um valor de estado estacionário, no final da transformação. No plano de impedância, o sinal descreve um *loop* característico relacionado, que é baseado em dois efeitos opostos: (i) no início, a densidade do fluxo magnético nas poucas áreas ferromagnéticas é muito alta, de modo que a histerese magnética é mais pronunciada e a distorção não linear do sinal de medição é relativamente alta. Ao mesmo tempo, a amplitude do sinal geral é muito baixa - portanto, a amplitude absoluta do 3° harmônico também é baixa.

Durante a transformação, essas relações mudam e a amplitude absoluta do 3° harmônico atinge seu máximo. No final, quando o material é totalmente transformado, a amplitude do sinal geral é muito alta, mas há apenas uma leve distorção no sinal de medição devido à baixa densidade de fluxo magnético - portanto, a amplitude absoluta do 3° harmônico é novamente relativamente baixa.

3.9.4 Vantagens

O sistema de medição via correntes parasitas apresenta algumas vantagens em relação aos tradicionais métodos de medição não-destrutivos. Sejam eles:

- o tamanho e a geometria da peça não são elementos limitadores, já que o sensor pode ser construído em distintos diâmetros;
- os ensaios não ficam limitados à escala laboratorial. O equipamento permite que avaliações sejam realizadas em 'chão de fábrica' e essa talvez seja a maior vantagem deste sistema, uma vez que o sistema de manufatura pode ser calibrado, ou 'setado', individualmente, permitindo uma maior eficiência da linha de produção;
- a sujeira, o pó e a graxa – por exemplo, são elementos que não tem influência nas medições. O sensor é capaz, inclusive, de realizar medições em banho de sais fundidos, ou imerso em óleo – no caso de uma têmpera.

3.9.5 Desvantagens e Limitações

Por outro lado, as desvantagens e/ou limitações mais significativas, são:

- é um sistema caro (aproximadamente, 40 – 50 mil euros), complexo e demanda mão de obra especializada para a sua correta utilização;
- fornece apenas resultados qualitativos. Por isso, em investigações mais aprofundadas (como é o caso deste trabalho), geralmente é utilizado associado a algum outro equipamento, como uma máquina de ensaios Gleeble®.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

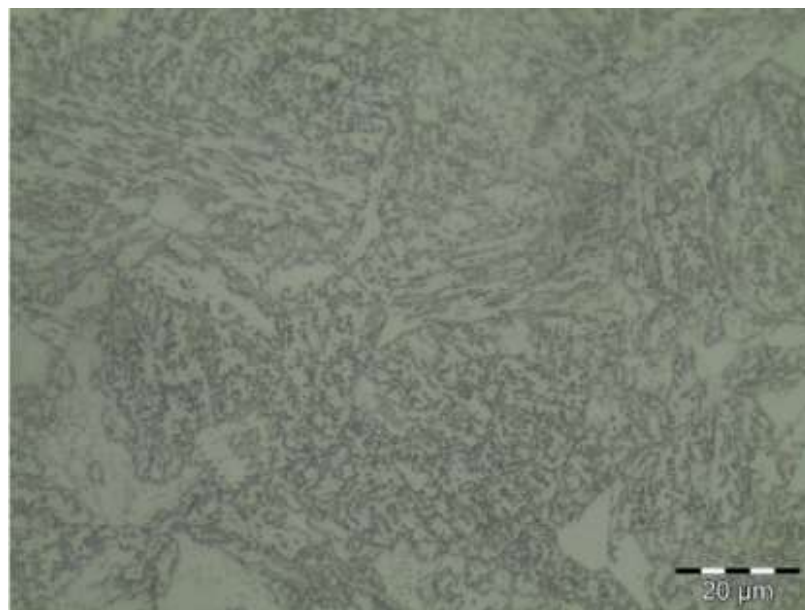
4.1 MATERIAL

O desenvolvimento deste estudo insere-se no Programa BRAGECRIM, conforme citado anteriormente. Para o desenvolvimento 'global' deste projeto o grau de aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 produzido pela empresa Swiss Steel® foi investigado.

A condição de recebimento do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 foi em barra redonda e laminada, com diâmetro de 43 mm.

A Figura 33 apresenta a microestrutura do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4, na condição de como recebido.

Figura 33 - Microestrutura do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 na condição como recebido.



Fonte: Autor.

Dados de caracterização fornecidos pelo fabricante indicam que a microestrutura do material em sua condição de *como recebido* consiste principalmente em bainita e uma fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide e austenita retida de aproximadamente 15% e 10%, respectivamente.

A Tabela 3 descreve de maneira simplificada as principais características do aço acima citado.

Tabela 3 - Composição química e principais características mecânicas do aço 18MnCrSiMo6-4.

Grau do aço	C [%]	Mn [%]	Si [%]	Cr [%]	Ys [Mpa]	Rm [Mpa]	Alongamento [%]
18MnCrSiMo6-4	0,17	1,5	1,2	1,2	1030	1170	16,2

Fonte: Autor.

A principal característica do grau de aço acima citado - e de outros graus de aços bainíticos em desenvolvimento - é a composição química modificada constituída pela adição, total / parcial dos elementos B, Ti, Al e Nb em conjunto com o balanço dos elementos Fe, Si,

Mn, Cr e Mo e, em alguns casos, o Ni e o V a fim de facilitar a obtenção da microestrutura bainítica. Além disso, destaca-se o baixo / médio teor de C.

Salienta-se que aços bainíticos avançados ainda não estão disponíveis comercialmente no Brasil. Entretanto, torna-se conveniente o estudo de uma liga corriqueiramente utilizada nas indústrias brasileiras para a fabricação de peças automotivas, como parâmetro de comparação. Dessa forma, um estudo também foi conduzido com o aço DIN 20MnCr5. Dentre os graus de aços comercialmente disponíveis, este aço foi escolhido por possuir a composição química que mais se assemelha aos novos aços bainíticos. Além disso, o aço DIN 20MnCr5 foi objeto de estudo por um conhecido grupo de pesquisa da Áustria. Neste estudo, EGGBAUER (2016) investigou as transformações de fases neste aço mediante a aplicação do resfriamento contínuo e, também, do convencional tratamento isotérmico de austêmpera.

No caso específico do aço DIN 20MnCr5, este é amplamente utilizado na fabricação de peças automotivas, como: engrenagens, pinos, buchas, cruzetas, tripeças, entre outras. Esta enorme gama de aplicações deve-se à sua média resistência mecânica e média temperabilidade, além do bom processamento durante a usinagem e a soldagem. Tipicamente, após a peça ser confeccionada é aplicado ainda o tratamento termoquímico de cementação, para conferir uma maior dureza superficial ao componente.

O material utilizado neste trabalho foi recebido em forma de barra redonda, laminada e trefilada, com diâmetro de 25,4 mm. A Tabela 4 descreve, de maneira geral, as principais características do aço DIN 20MnCr5, na condição de *como recebido*.

Tabela 4 - Características do aço DIN 20MnCr5 na condição *como recebido*.

Designação do Material	Produto	Condição de Recebimento	Norma Atendida
DIN 20MnCr5 (5120)	Barra redonda	Laminada e trefilada	DIN 1.7147

Fonte: Autor.

Na Tabela 5 é apresentada a faixa de composição química – valores mínimos e máximos – segundo a norma DIN 1.7147.

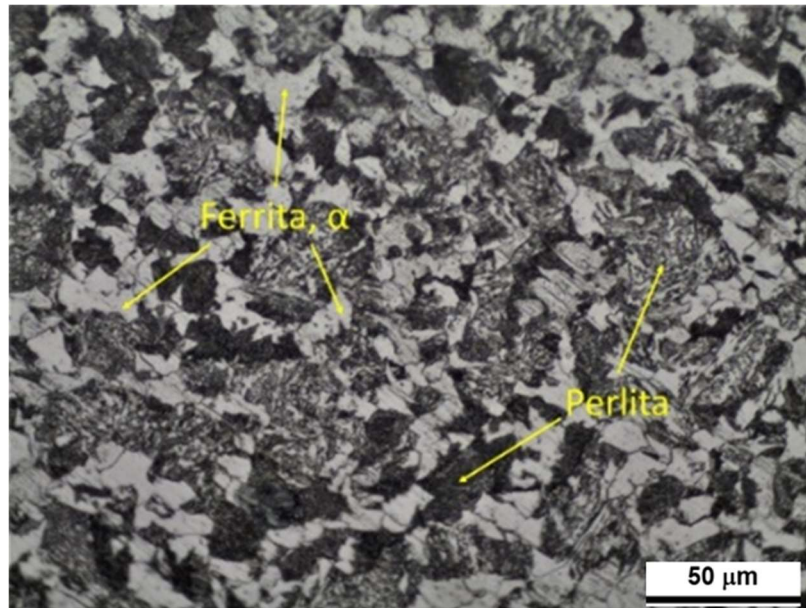
Tabela 5 - Composição química do aço DIN 20MnCr5. Fe: balanço.

Elemento Químico, %	C	Mn	Si	Cr	P _{máx}	S _{máx}
Mínimo	0,17	1,1	-	1,00	-	-
Máximo	0,22	1,4	0,4	1,30	0,035	0,035

Fonte: Autor.

Na Figura 34 é apresentada a microestrutura ferrítica-perlítica do aço DIN 20MnCr5 na condição *como recebido*. Esta microestrutura, bem como todas outras apresentadas neste trabalho, foram reveladas segundo os procedimentos metalográficos descritos em VOORT (1984).

Figura 34 - Microestrutura do aço DIN 20MnCr5, 500X. Ataque químico: Nital 3%.



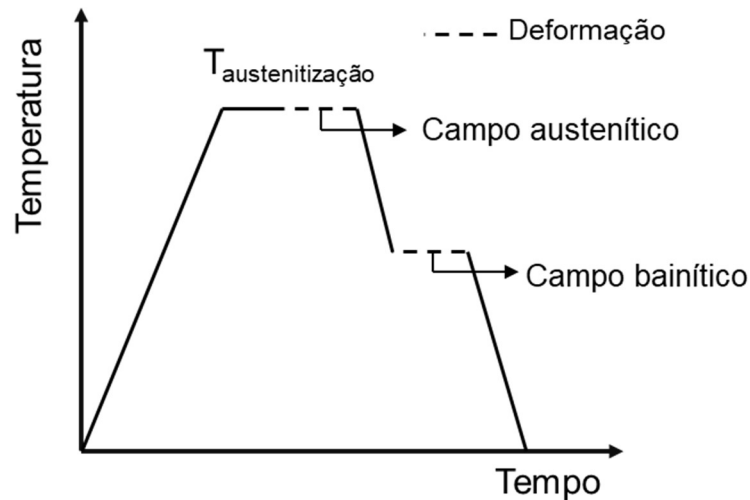
Fonte: Autor.

4.2 PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO

Dentro do escopo do Projeto BRAGECRIM - que visa a otimização da cadeia de produção através da redução do consumo de energia, do tempo de processamento e da possibilidade de erros no processamento do material – foram implementadas as rotas de processamento termomecânicas, e variações, apresentadas na Figura 35.

Especificamente, no que concerne ao desenvolvimento desta tese, as deformações nos campos austenítico e bainítico - reproduzindo o conceito atual de resfriamento direto - foram implementadas com a liga do aço bainítico em estudo; sendo que, as deformações foram realizadas em *um* e *dois* estágios. Além disso, temperaturas do campo austenítico foram exploradas, bem como as temperaturas nos limites superior e inferior do campo bainítico. Considerando-se a temperabilidade dos materiais, os parâmetros de resfriamento foram testados e avaliados previamente de forma que pudessem ser implementados nas indústrias, proporcionando o melhor equilíbrio entre as propriedades mecânicas e metalúrgicas para cada aço.

Figura 35 - Combinação de diferentes operações de tratamentos termomecânicos explorados no projeto.



Fonte: Autor.

Dessa maneira, buscou-se a geração de um conjunto de dados experimentais. Este conjunto de dados permitiu determinar a *janela de processamento* dos materiais em estudo mediante as condições de processamento empregadas.

O programa de experimentos foi dividido em duas etapas, A e B, conforme é apresentado a seguir.

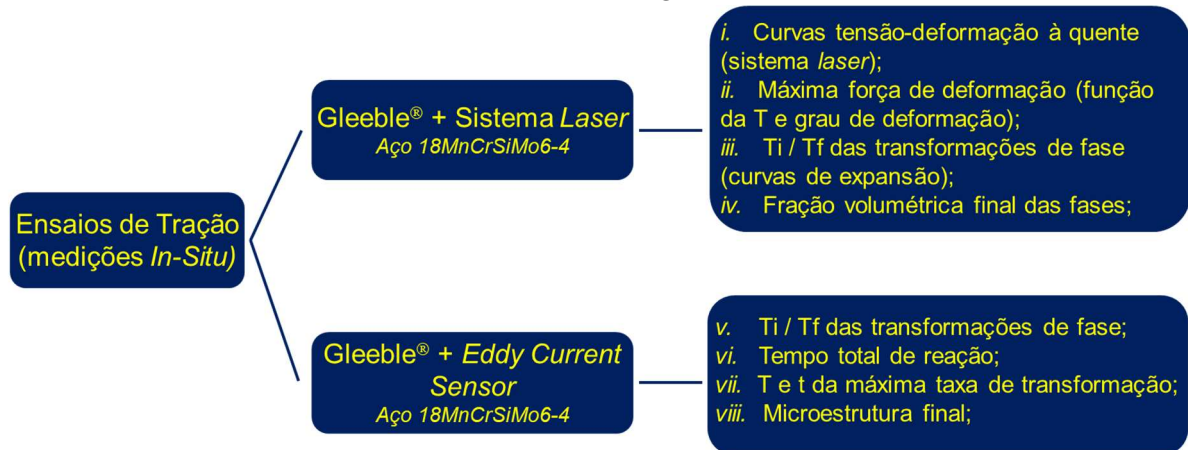
Etapa A

Nesta etapa, os ensaios mecânicos foram realizados em tração e compressão. Para a implementação desta etapa, foi utilizado um simulador termomecânico Gleeble®. Além disso, para avaliar a cinética de transformação de fases, um sistema *laser* e um *sensor de correntes parasitas* foram acoplados ao simulador termomecânico Gleeble®. Através destes equipamentos tornou-se possível a realização de medidas quantitativas, *in-situ*, da evolução microestrutural e, dessa maneira, ter-se uma compreensão mais profunda acerca da cinética de transformação de fases. Estes equipamentos são melhor descritos na seção 5.5.

Dessa forma, estratégias de medição e avaliação de dados foram definidas a fim de se obter informações confiáveis sobre as transformações microestruturais *em curso*. Além disso, o sensor de correntes parasitas foi utilizado de forma inédita; ou seja, o seu potencial operacional foi avaliado através de medições *in-situ* realizadas com o emprego de ciclos com deformações e resfriamento contínuo, concomitantemente. Normalmente, ele é utilizado em experimentos isotérmicos (em banho de sais fundidos) e em microestruturas não deformadas.

A Figura 36 apresenta, de maneira geral, o organograma dos ensaios realizados em tração.

Figura 36 – Organograma do programa de experimentos *in-situ* realizados em tração na máquina de ensaios universal Gleeble®.



Fonte: Autor.

Assim, conforme aponta a Figura 36, os ensaios de tração foram realizados de duas maneiras: (i) com o auxílio de um sistema *laser* acoplado à máquina Gleeble® e, (ii) com o auxílio de um *sensor de correntes parasitas*, também acoplado à máquina Gleeble®. Desta maneira, foram realizados 20 diferentes ensaios (10 ensaios em cada equipamento) conforme a Tabela 6.

A relação dos ensaios de tração e os parâmetros utilizados nos ensaios pode ser visualizada na Tabela 6.

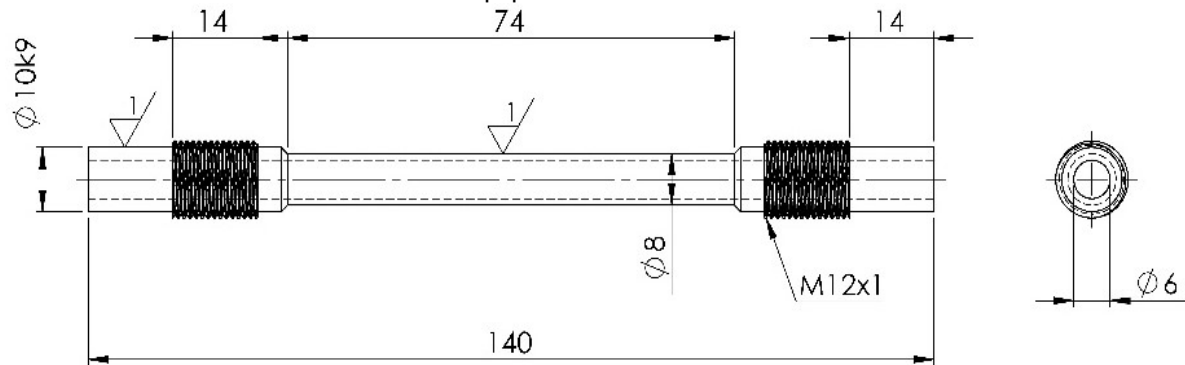
Tabela 6 – Relação dos *ensaios de tração* realizados na máquina de ensaios Gleeble®, com o auxílio de em equipamento *laser* e de um *sensor de correntes parasitas*.

Teste	TA (°C)	tA (min)	TD (°C)	Grau de Deformação (%)	Taxa de Deformação (s ⁻¹)	Resfriamento até 550 (°C)	Resfriamento 550 (°C) até 60 (°C)
Sem Deformação							
1	1050	2	-	-	-	7	Livre (~2°C/s)
Deformação no Campo Austenítico							
2	1050	2	1050	40	0,02	7	Livre (~2°C/s)
3	1050	2	950	40	0,02	7	Livre (~2°C/s)
4	1050	2	950	20	0,02	7	Livre (~2°C/s)
5	1050	2	950	40	0,07	7	Livre (~2°C/s)
6	1050	2	850	40	0,02	7	Livre (~2°C/s)
Dupla Deformação (Campos: Austenítico + Bainítico)							
7	1050	2	950	20	0,02	7	-
			500	10	0,01	-	Livre (~2°C/s)
8	1050	2	950	20	0,02	7	-
			420	5	0,01	-	Livre (~2°C/s)
Tratamento Isotérmico							
9	1050	2	500	-	-	7	Livre (~2°C/s)
10	1050	2	420	-	-	20	20 °C/s*

Fonte: Autor.

A Figura 37 apresenta o corpo de prova utilizado para a realização dos ensaios da *Etapa A*. Destaca-se o furo passante no corpo de prova de maneira a facilitar o controle de temperatura durante o processo de resfriamento.

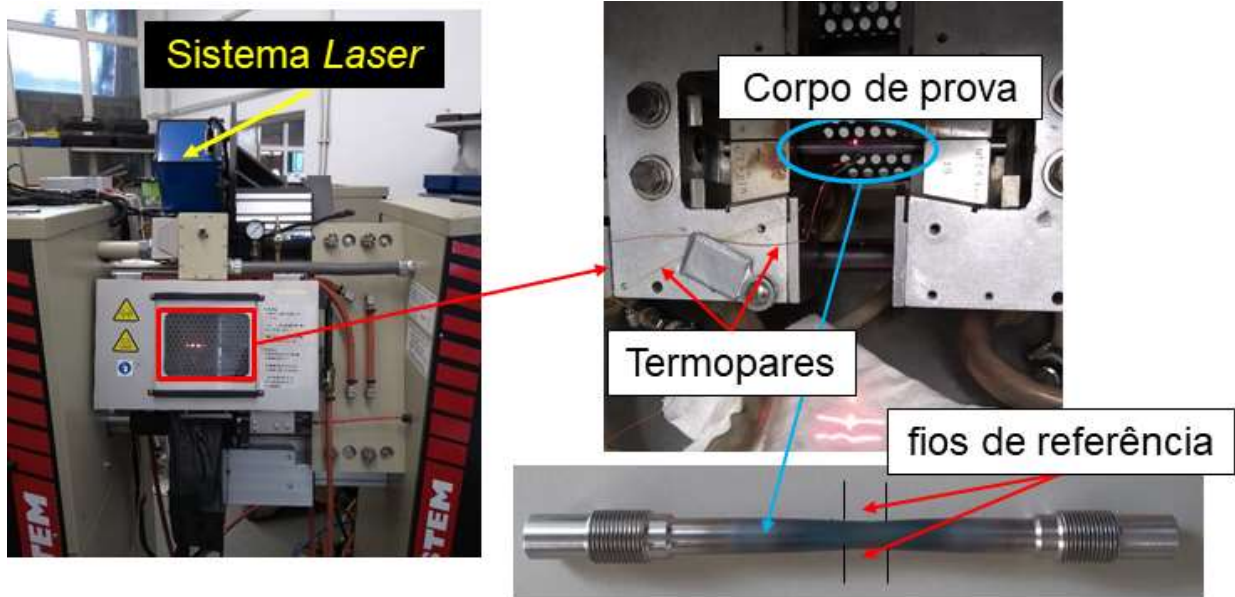
Figura 37 – Dimensões (mm) do corpo de prova utilizado para a realização dos ensaios no equipamento Gleeble®.



Fonte: Autor

A Figura 38 mostra em detalhes a montagem do sistema de experimentos, com destaque ao sistema *laser* e à fixação do corpo de prova internamente na máquina. Neste caso particular, foram soldados dois pares de fios “rígidos” ao corpo de prova que serviram de referência durante a aquisição de dados *in-situ* durante o experimento.

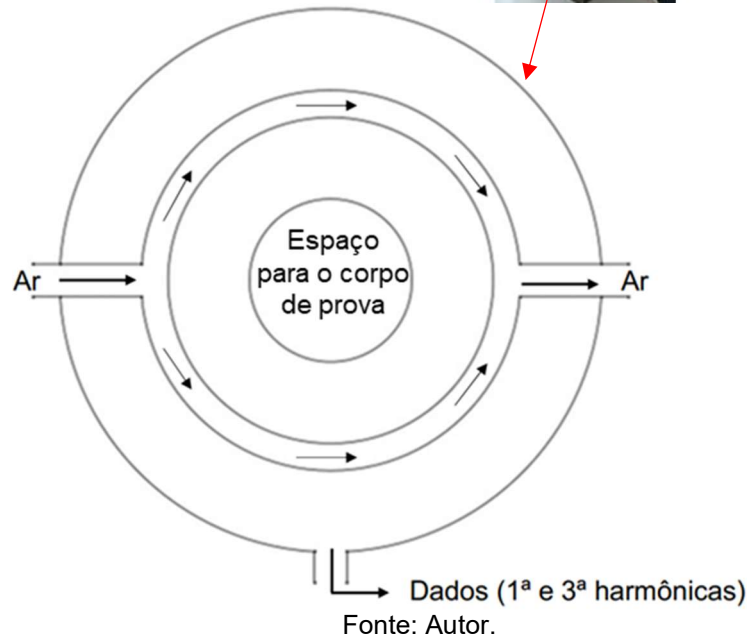
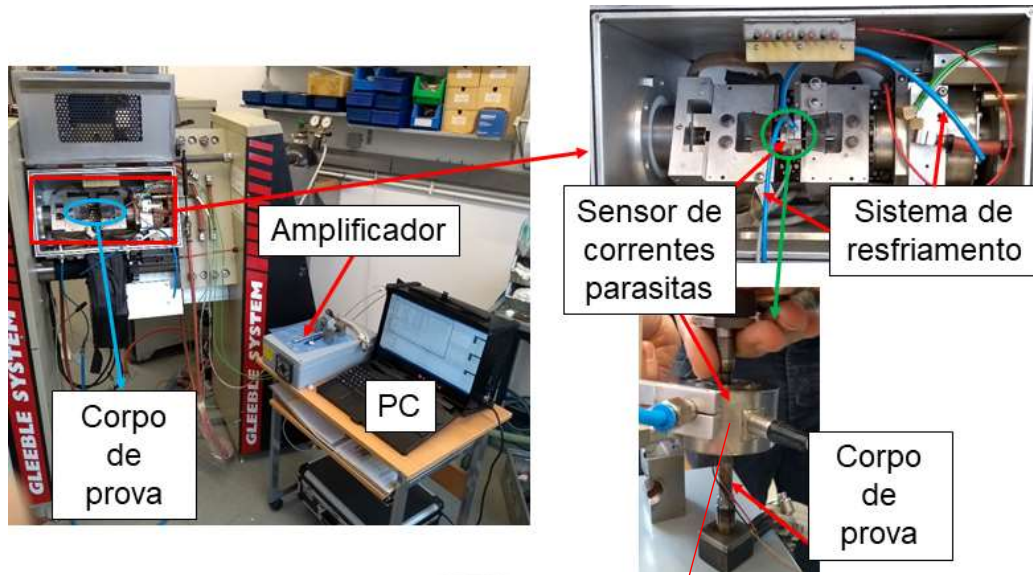
Figura 38 - Sistema *laser* acoplado à máquina Gleeble®.



Fonte: Autor.

A Figura 39 apresenta os equipamentos utilizados na aquisição dos dados *in-situ* via *sensor de correntes parasitas* (produzido pela empresa Fortec Forschungstechnik GmbH) com destaque para os detalhes da região interna do instrumento.

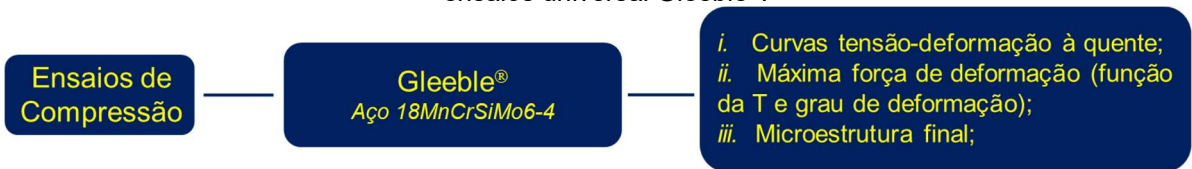
Figura 39 – Sensor de correntes parasitas e equipamentos acoplados à máquina Gleeble®.



Fonte: Autor.

A Figura 40 apresenta, de maneira geral, o organograma dos ensaios realizados em compressão.

Figura 40 – Organograma do programa de experimentos realizados em compressão na máquina de ensaios universal Gleeble®.



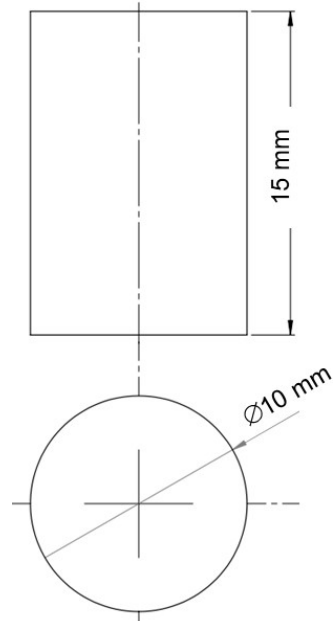
Fonte: Autor.

Devido à similaridade com o processo de forjamento e tomando-se como base os resultados obtidos nos ensaios de tração, alguns ajustes foram realizados na programação dos ensaios de compressão, conforme mostra a Tabela 7. O principal objetivo na realização destes ensaios reside no fato de querer-se explorar a microestrutura final sob a condição de

compressão, validando-as com os resultados obtidos nos experimentos de tração. Além disso, medições *in-situ* como as realizadas nos ensaios de tração exigem um corpo de prova grande e com uma geometria especial, não sendo possível a execução via experimentos de compressão.

A Figura 41 apresenta as dimensões do corpo de prova utilizado na realização dos ensaios de compressão.

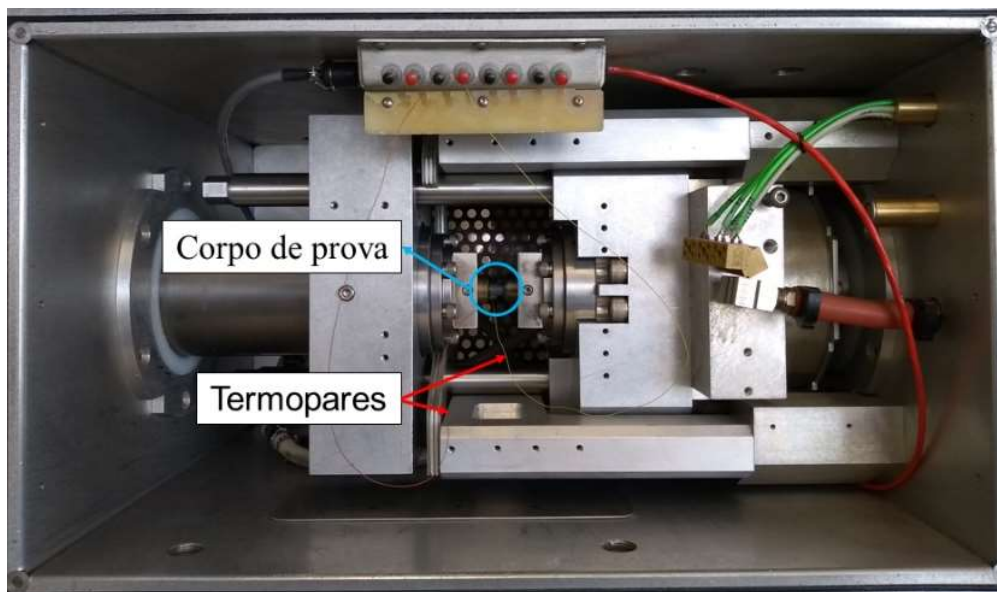
Figura 41 – Dimensões do corpo de prova utilizado na realização dos ensaios de compressão na máquina Gleeble®.



Fonte: Autor.

Na Figura 42 é possível observar o módulo de compressão acoplado à máquina Gleeble®.

Figura 42 – Módulo de compressão da máquina Gleeble®.



Fonte: Autor.

A relação dos ensaios de compressão e os parâmetros utilizados nos ensaios pode ser visualizada na Tabela 7.

Tabela 7 - Relação dos *ensaios de compressão* realizados na máquina de ensaios universal Gleeble®.

Teste	TA (°C)	tA (min)	TD (°C)	Graus de Deformação (%)	Taxa de Deformação (s ⁻¹)	Resfriamento (°C/s)
Deformação no Campo Austenítico						
1	1050	5	1050	20	0,1	2
2				40	0,1	2
3	950	5	950	20	0,1	2
4				40	0,1	2
5	950	5	950	40	0,01	2
6	950	5	850	20	0,1	2
7				40	0,1	2
Deformação no Campo Bainítico						
8	950	5	500	20	0,1	2
9				40	0,1	2
10	950	5	420	20	0,1	2
11				40	0,1	2
Dupla Deformação (Campos Austenítico + Bainítico)						
12	950	5	950	20	0,1	2
			850	20	0,1	2
13	950	5	950	20	0,1	2
			500	20	0,1	2
14	950	5	950	20	0,1	2
			420	20	0,1	2
Tratamento Isotérmico						
15	950	5	500	40	-	Livre

Fonte: Autor.

Etapa B

Nesta etapa, as deformações foram realizadas em prensa hidráulica EKA (com capacidade de 40 toneladas) e o estudo foi conduzido com os aços 18MnCrSiMo6-4 e DIN 20MnCr5, conforme a Figura 43.

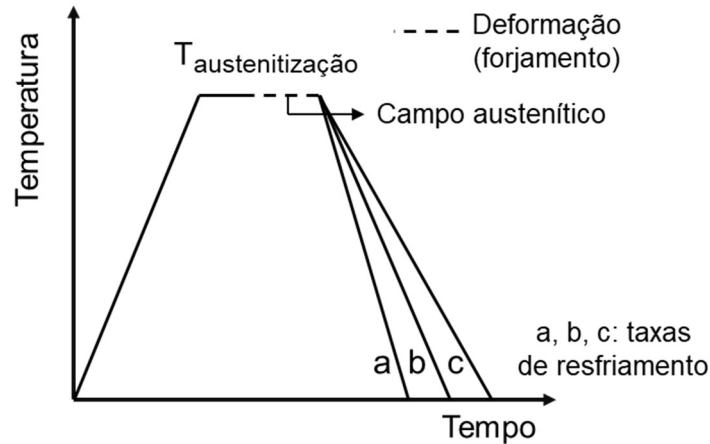
Figura 43 - Organograma do programa de experimentos realizados em compressão na máquina de ensaios universal Gleeble®.



Fonte: Autor.

Para ambos, mediante a aplicação da rota termomecânica apresentada na Figura 44, o aço foi forjado na temperatura de austenitização com a aplicação de três graus de redução de altura: 20 %, 40 % e 60 %. Para o aço 18MnCrSiMo6-4, devido à sua maior temperabilidade, foi empregado apenas o resfriamento com ar forçado. Já para o aço DIN20MnCr5, foram empregados três meios de resfriamento distintos: (a) óleo, (b) água borrifada e, (c) ar forçado.

Figura 44 – Rota termomecânica para a *Etapa B*. Em a) resfriamento em óleo, b) resfriamento em água borrifada e, c) em ar forçado.



Fonte: Autor.

A Tabela 8 apresenta os parâmetros utilizados nos ensaios com o aço 18MnCrSiMo6-4.

Tabela 8 - Parâmetros de utilizados nos ensaios de forjamento com o aço 18MnCrSiMo6-4.

Teste	TA (°C)	tA (min)	TD (°C)	Graus de Deformação (%)	Taxa de Deformação (s ⁻¹)	Resfriamento (°C/s)
Campo Austenítico						
1	1150°C	30	950	20	~7 s ⁻¹	Ar forçado
2	1150°C	30	950	40	~7 s ⁻¹	Ar forçado
3	1150°C	30	950	60	~7 s ⁻¹	Ar forçado

Fonte: Autor.

A Tabela 9 apresenta os parâmetros utilizados nos ensaios com o aço DIN 20MnCr5.

Tabela 9 – Parâmetros de utilizados nos ensaios de forjamento com o aço DIN 20MnCr5.

Teste	TA (°C)	tA (min)	TD (°C)	Graus de Deformação (%)	Taxa de Deformação (s ⁻¹)	Resfriamento (°C/s)
Campo Austenítico						
1	1150°C	30	950	20	~7 s ⁻¹	Óleo
2	1150°C	30	950	20	~7 s ⁻¹	Água borrifada
3	1150°C	30	950	20	~7 s ⁻¹	Ar forçado
4	1150°C	30	950	40	~7 s ⁻¹	Óleo
5	1150°C	30	950	40	~7 s ⁻¹	Água borrifada
6	1150°C	30	950	40	~7 s ⁻¹	Ar forçado
7	1150°C	30	950	60	~7 s ⁻¹	Óleo
8	1150°C	30	950	60	~7 s ⁻¹	Água borrifada
9	1150°C	30	950	60	~7 s ⁻¹	Ar forçado

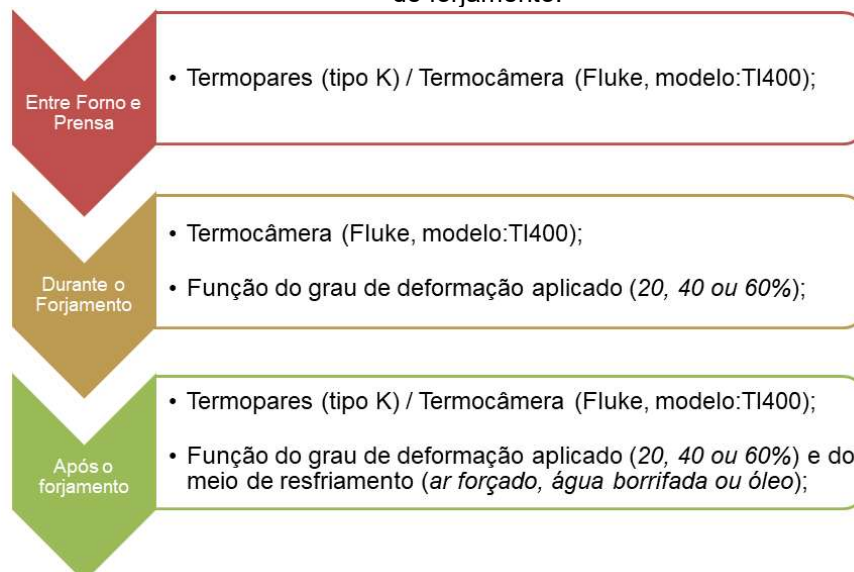
Fonte: Autor.

4.3 ANÁLISE DAS PERDAS TÉRMICAS DURANTE O PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO DA ETAPA B

A análise das perdas térmicas durante as etapas de forjamento constitui-se um importante parâmetro a ser determinado. Através deste estudo torna-se possível a implementação das curvas CCT - previamente determinadas - e, dessa forma, a garantia de que a microestrutura planejada seja obtida.

Neste trabalho, um estudo acerca das perdas térmicas durante o processo de forjamento foi implementado, conforme mostra a Figura 45. Apesar do consumo elevado de material, não existe uma maneira mais confiável na obtenção de dados para posterior aplicação em simulações de forjamento por FEM.

Figura 45 - Estratégia utilizada para a determinação das perdas térmicas durante o processo de forjamento.



Fonte: Autor.

Desta forma, segue uma descrição acerca da implementação das etapas acima citadas:

4.3.1 Entre o Forno e a Prensa

Esta análise foi realizada com o objetivo de determinar as perdas térmicas totais (radiação e condução) através do uso de termopares e, também, com o auxílio de uma termocâmara Fluke, modelo TI400.

4.3.2 Durante o Forjamento

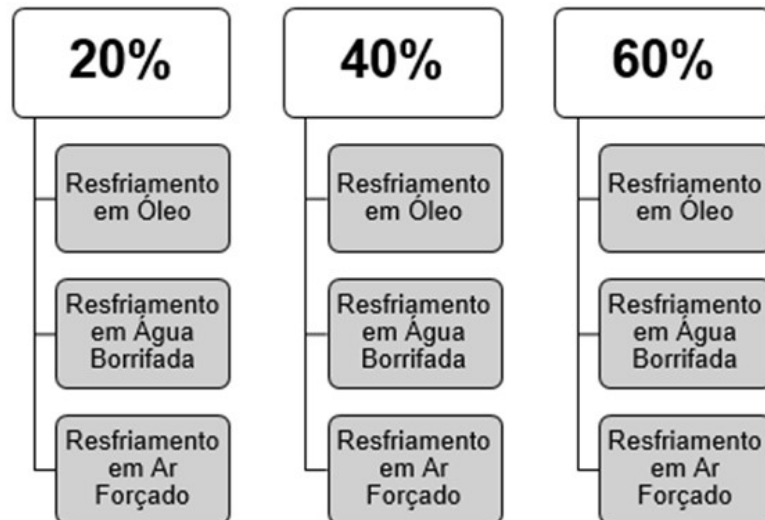
Neste caso, foi realizada uma análise das perdas térmicas *durante* o processo de forjamento, a partir do primeiro contato do corpo de prova com a matriz inferior. Levou-se em consideração a redução na altura aplicada, 20 %, 40 % e 60 %. Obviamente, quanto maior for a redução na altura maior será o tempo de contato com as matrizes e maior será a perda térmica do *billet*, principalmente por condução no contato com as matrizes. Esta análise foi conduzida mediante o uso de uma termocâmara Fluke, modelo TI400.

Nesta etapa do forjamento, também foram coletadas as perdas térmicas do *billet* para a matrizes, superior e inferior.

4.3.3 Após o Forjamento

Esta análise foi realizada levando-se em consideração: (i) reduções na altura – 20 %, 40 % e 60 % e, (ii) o meio de resfriamento adotado – ar forçado, velocidade do ar compreendida entre: 2,5 - 3,5 m/s, óleo e água borrifada. Dessa forma, 9 condições de ensaios foram realizadas, conforme aponta a Figura 46.

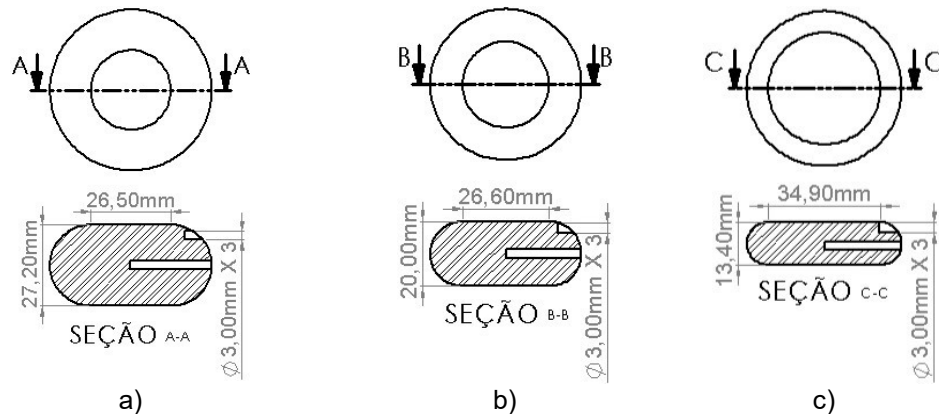
Figura 46 – Gama de ensaios realizados para determinar as perdas térmicas totais no *billet*.



Fonte: Autor.

Para a realização dos ensaios, 9 corpos de prova foram previamente reduzidos na altura em 20%, 40% e 60% (3 para cada grau redução) e, posteriormente, instrumentados com termopares para a aquisição das curvas de resfriamento das amostras de teste, conforme a mostra a Figura 47 a) b) c).

Figura 47 – Esquema dos furos realizados nos três tipos de *billet's*, para a posterior instrumentação com termopares.



Fonte: Autor.

A aquisição dos dados de temperatura durante o resfriamento foi tomada em duas regiões de interesse da peça: posição central e superfície. Houve o cuidado para que a profundidade e a altura dos furos fosse realizada em função da geometria da peça deformada.

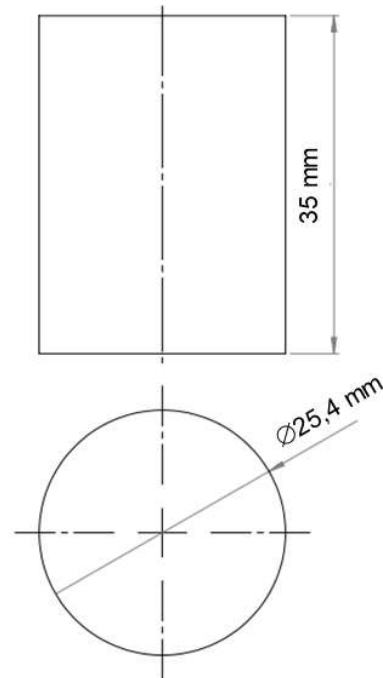
Esta aquisição foi tomada de maneira estratégica de forma a ser, posteriormente, utilizada em simulações por FEM, para a determinação dos campos de tensões e temperaturas no *billet*. Por outro lado, o termopar localizado na superfície da peça foi utilizado para realizar uma calibração com os dados da termocâmara Fluke.

4.4 MEDIDAS DE FORÇA, DESLOCAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DA REGIÃO PLÁSTICA DURANTE O PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO

Um dos dados mais importantes na conformação mecânica é a força necessária para realizar uma determinada operação em função do grau de deformação à que a peça será submetida; sendo que, as deformações podem ocorrer a frio, morno ou quente. Torna-se, assim, possível realizar um melhor planejamento acerca do processo de manufatura de determinada peça com relação aos custos finais (consumo de energia, compra de maquinário, entre outros parâmetros).

Neste sentido, foi realizado um estudo acerca da força necessária para conformar um *billet* – dimensão inicial apresentada na Figura 48 - para as reduções de altura de 20 %, 40 % e 60 % e cujas dimensões finais são apresentadas na Figura 49 a) b) c).

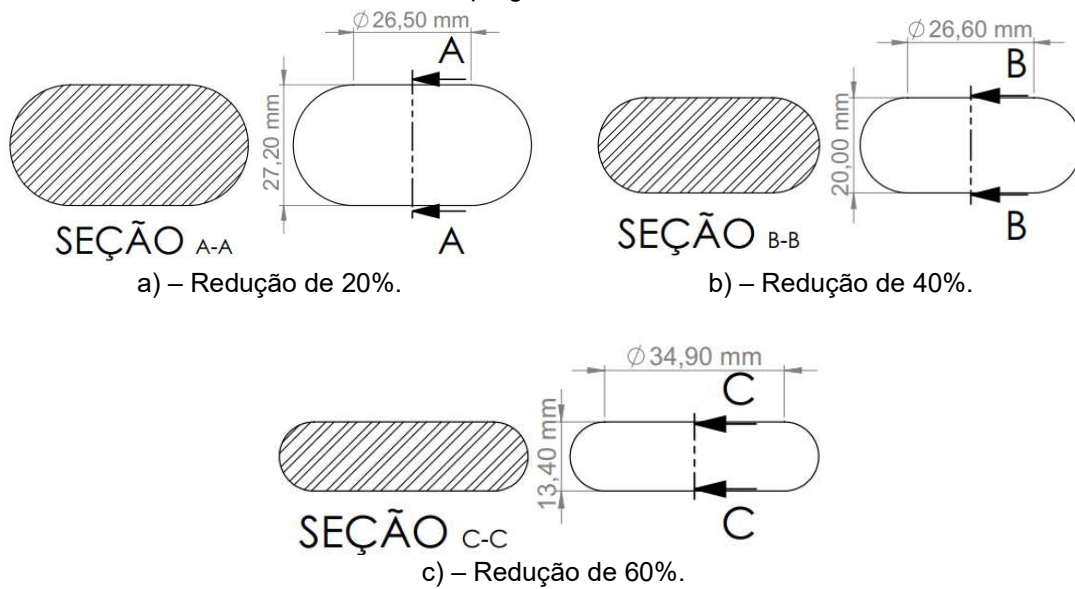
Figura 48 – Dimensões do *billet* utilizado para o cálculo da força.



Fonte: Autor.

A dimensão do *billet* acima foi determinada levando-se em consideração o volume necessário para o forjamento de uma peça automotiva de dimensões reduzidas como, por exemplo, uma cruzeta ou tripeça. A Figura 49 a) b) c) apresenta as dimensões finais do *billet* da Figura 48 para as reduções na altura de 20 %, 40 % e 60 %.

Figura 49 – Dimensões finais do *billet* da Figura 49 após os graus de reduções verdadeiras empregados neste estudo.

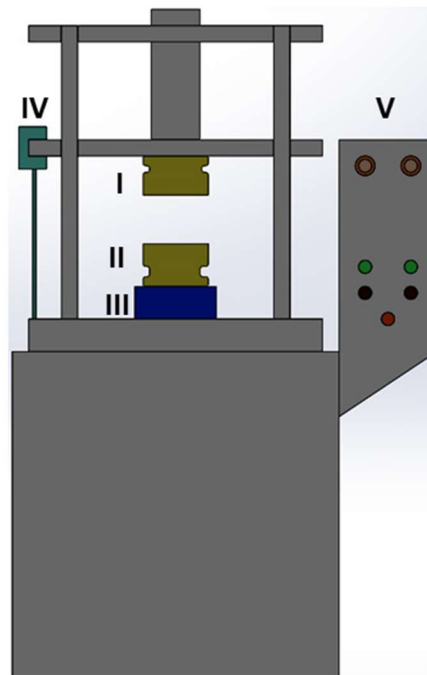


Fonte: Autor.

Além das forças finais necessárias à conformação, torna-se interessante caracterizar a região plástica do material em estudo, uma vez que valores intermediários de força podem ser determinados.

Para este ensaio, as medidas de força e deslocamento foram tomadas mediante o uso de uma célula de carga e de um LVDT, respectivamente. Dessa forma, a Figura 50 representa esquematicamente o posicionamento dos equipamentos acima citados na prensa EKA e que foi utilizada para a realização dos ensaios de forjamento.

Figura 50 - Prensa EKA utilizada na execução dos ensaios de forjamento. Principais regiões: I. Matriz Superior, II. Matriz Inferior, III. Célula de Carga, IV. LVDT, V. Painel de Controle (pressão e temperatura do óleo / Comandos: Liga e Desliga / Comandos: Sobe e Desce).



Fonte: Autor.

Cabe destacar que as reduções adotadas neste estudo correspondem às reduções características que as peças forjadas ficam submetidas em processos de forjamento.

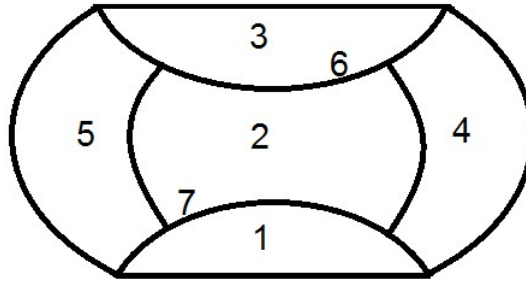
4.4.1 Caracterização Mecânica

No âmbito do Projeto BRAGECRIM estão previstos a realização de ensaios mecânicos, através dos quais pretende-se estabelecer a influência da microestrutura obtida em relação às propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de dureza, compressão, tenacidade à fratura e fadiga. Neste trabalho em específico, será dada maior ênfase à determinação da dureza e à determinação das curvas tensão-deformação.

Dureza

As durezas foram medidas nos *billets* deformados, conforme mostra a Figura 51 - por regiões - prevendo a aplicação futura em simulações por FEM.

Figura 51 - Medidas de dureza tomadas por regiões.



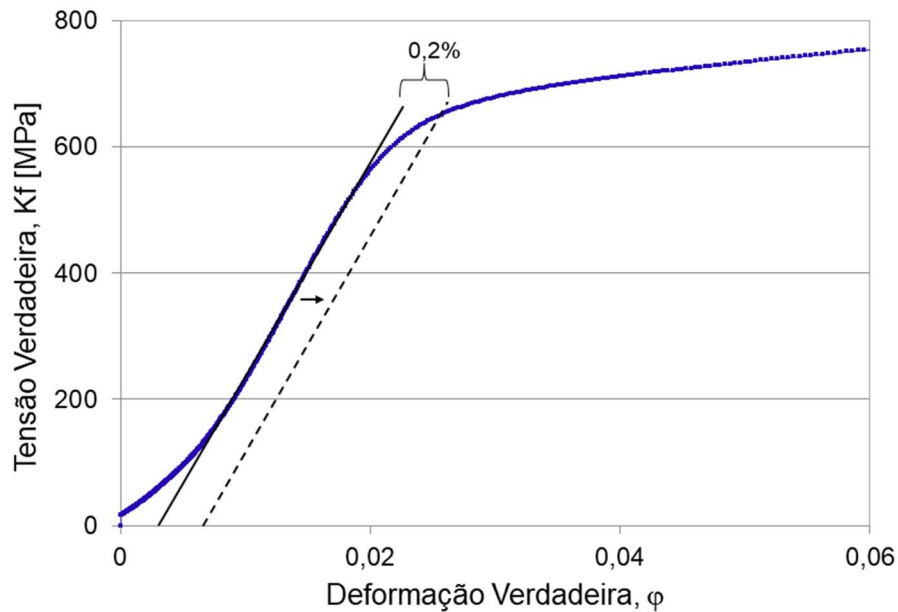
Fonte: Autor.

A peça foi previamente cortada ao meio; sendo que, o corte foi realizado levemente deslocado do centro da peça, de maneira a se preservar a linha de segregação. Além disso, em cada região destacada foram realizadas de 10 medições.

Ensaio de Compressão

Para a determinação do *limite de escoamento* foi tomado o maior segmento de reta possível da região elástica e realizado o deslocamento de 0,2% com relação à deformação verdadeira, conforme a Figura 52.

Figura 52 - Metodologia empregada na determinação do *limite de escoamento*.



Fonte: Autor.

Para a caracterização da região plástica através dos dados obtidos no ensaio de tração, foi seguido o ajuste correspondente à equação de Ludwig-Hollomon, Equação 2, e os valores do coeficiente de ajuste, R^2 , são relativos à função potência.

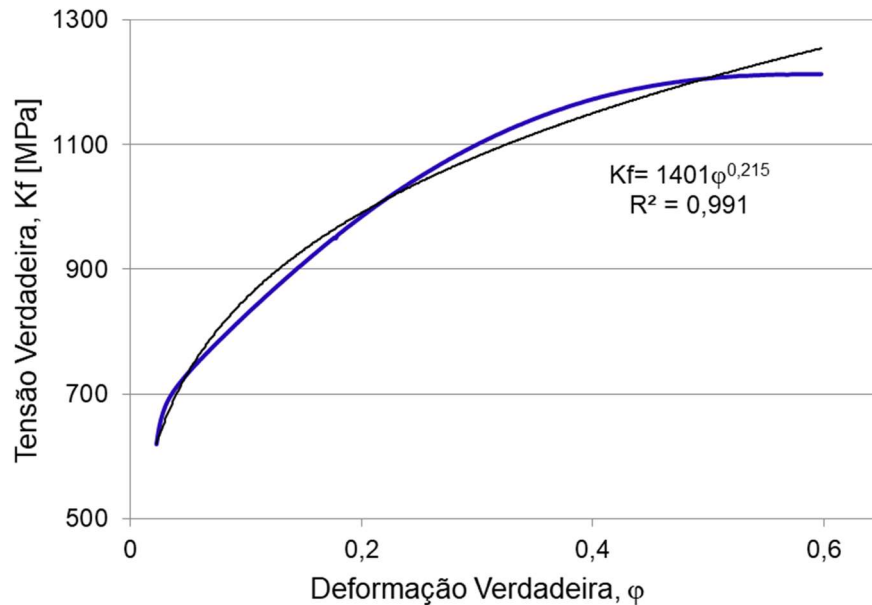
$$Kf = C\varphi^n$$

Equação 2

Sendo: (i) Kf a tensão de escoamento, (ii) n o coeficiente de encruamento, (iii) φ a deformação e, (iv) C é o coeficiente de resistência.

A Figura 53 apresenta um exemplo de cálculo realizado para a região plástica.

Figura 53 - Exemplo de cálculo realizado para a caracterização da região plástica.



Fonte: Autor.

4.5 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX)

4.5.1 Preparação da Amostra e Parâmetros do Ensaio

As amostras foram lixadas seguindo os procedimentos metalográficos descritos em VOORT (1984), até a lixa 600.

A obtenção dos difratogramas foi realizada utilizando-se um difratômetro de raios-X modelo *GE-Seifert-Charon-M research edition* com geometria Bragg-Brentano equipado com um tubo de raios-X de radiação Cr-K α e comprimento de onda, λ , igual a 2,28975. Utilizou-se um feixe difratado a partir de um colimador com abertura de 2 mm e um detector linear de 20° GE-Meteor-1D foi o responsável por detectar os raios-X difratado nas amostras.

Os ensaios foram realizados em um intervalo angular de varredura em 2θ de (35°-166°) e as medições foram realizadas na temperatura ambiente em modo contínuo de varredura, com passo angular de (0,05°) e tempo de contagem de 20 segundos.

Foi utilizado uma porta amostra tipo *spinner* que rotaciona a amostra, objetivando-se minimizar o efeito de direção preferencial. A tensão e a corrente do tubo de raios-x utilizados no ensaio foram de 30 KV e 30 mA, respectivamente.

4.5.2 Quantificação das Fases por Difração de Raios-X

Os dados obtidos foram analisados através do software de refinamento Rietveld, Topas - Academic V6. Antes das análises, foram adquiridos difratogramas do material padronizado hexaborreto de lantânio (LaB6). Esses difratogramas foram utilizados para determinar a contribuição instrumental no alargamento dos picos. Após, foram inseridos no programa Topas e realizada a correta calibração e eliminação das respectivas contribuições nos

refinamentos feitos pelo software, conforme o procedimento descrito em (DINNEBIER; LEINWEBER; EVANS, 2018).

4.6 TÉCNICAS EXPERIMENTAIS PARA ANÁLISE *IN-SITU* DA EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA DURANTE O RESFRIAMENTO

A principal motivação para o desenvolvimento deste tópico reside no fato de que a caracterização metalográfica de microestruturas bainíticas contendo regiões de martensita, austenita e precipitados é bastante difícil de ser realizada, necessitando-se do uso da microscopia eletrônica de varredura e de transmissão, MEV e MET. Outra desvantagem é que estas técnicas não permitem a quantificação das fases, já que analisam somente uma pequena região da amostra.

Várias técnicas estão disponíveis para acompanhar e analisar as transformações de fase durante tratamentos térmicos. Dentre as técnicas disponíveis, temos: (i) métodos indiretos, como: dilatométrica, correntes parasitas e análises de resistividade e, (ii) métodos diretos, como: difração *in-situ* de raios-X. A principal diferença entre estes dois métodos, é: os métodos indiretos não permitem uma investigação detalhada dos mecanismos de transformação; enquanto que, a difração *in-situ* é um método poderoso para investigar o estado do material durante as etapas transitórias, permitindo a obtenção de dados espaciais e temporais.

Por outro lado, a dilatométrica ou análises de resistividade são técnicas bem conhecidas e podem fornecer informações importantes com base na observação indireta das mudanças nas propriedades do material em estudo. No entanto, a aplicação de tais métodos numa cadeia de manufatura industrial não é possível devido à geometria complexa dos componentes e à reduzida acessibilidade sendo, portanto, adequada apenas para investigações de laboratório em geometrias simples.

Para suprir esta necessidade, um novo método - e que foi utilizado nesta tese -, baseado na detecção de correntes parasitas foi desenvolvido nos últimos anos (KLÜMPER-WESTKAMP, 2008) e vem sendo otimizado continuamente (BRUCHWALD *et al.*, 2015). O método é baseado na detecção de correntes parasitas induzidas no componente por meio de uma bobina específica, seguindo-se da análise do sinal em termos da 1ª e 3ª harmônicas do sinal. As vantagens desta técnica são a sua fiabilidade e a sensibilidade para detectar as transformações de fase, podendo ser implementada na produção industrial. Resultados, obtidos no âmbito do projeto EcoForge (FISCHER *et al.*, 2014) e (BRUCHWALD *et al.*, 2015) mostraram que os novos sistemas de sensores desenvolvidos são adequados para a detecção e controle da evolução da microestrutura durante o resfriamento empregado após a operação de forjamento. No entanto, este método ainda precisa ser desenvolvido para aplicação em diferentes tipos de aço, a fim de chegar a uma detecção confiável das diferentes

fases durante o trajeto de resfriamento após o forjamento; fato que justifica o emprego desta técnica específica no desenvolvimento deste trabalho.

Entretanto, é necessário avançar ainda mais no desenvolvimento desses métodos (diretos e indiretos) e na sua aplicação em novos tratamentos termomecânicos em aços bainíticos para forjamento, pois eles fornecem informações fundamentais sobre os mecanismos que influenciam as propriedades microestruturais, permitindo o ajuste desejado das propriedades mecânicas.

5 RESULTADOS

A seguir, são apresentados os resultados dos ensaios realizados com os aços 18MnCrSiMo6-4 e DIN 20MnCr5.

5.1 ANÁLISE QUÍMICA

As Tabelas 10 e 11 apresentam as análises de composição química realizadas em uma amostra do aço 18MnCrSiMo6-4 e DIN 20MnCr5, em estudo.

Tabela 10 - Composição química do aço 18MnCrSiMo6-4, em estudo.

Elemento Químico	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Sn	Al	V	N	Fe
Valor Medido, %	0,16	1,23	1,49	0,07	1,19	0,27	0,12	0,01	0,005	0,01	0,01	Balanço

*P: 0,010% e S: 0,015%

Fonte: Autor.

Na Tabela 10, acima, é possível verificar a presença de elementos químicos que promovem, principalmente, o aumento da temperabilidade. O efeito individual de cada elemento é descrito no item 3.8.2.

Tabela 11 - Composição química do aço DIN 20MnCr5, em estudo.

Elemento Químico	C	Mn	Si	Cr	P _{máx}	S _{máx}
Mínimo, %	0,17	1,1	-	1,00	-	-
Medido, %	0,241	1,253	0,261	1,033	0,014	0,025
Máximo, %	0,22	1,4	0,4	1,30	0,035	0,035

Fonte: Autor.

Em comparação com a Tabela 5, que define os valores máximos e mínimos para cada elemento químico deste aço, vê-se que o C apresenta seu teor superior em 9% ao estabelecido pela norma DIN 1.7147.

5.2 ENSAIOS PRÉVIOS EM DILATÔMETRO: DETERMINAÇÃO DA MÍNIMA TEMPERATURA DE AUSTENITIZAÇÃO

A fim de determinar a mínima temperatura de austenitização para o aço 18MnCrSiMo6-4 e, dessa forma, programar a sequência dos ensaios seguintes de uma maneira mais acurada, alguns ensaios prévios foram realizados testando-se distintas taxas de resfriamento e temperaturas de austenitização, sem deformação aplicada. Além disso, informações importantes acerca das fases e da morfologia das fases formadas pôde ser observada.

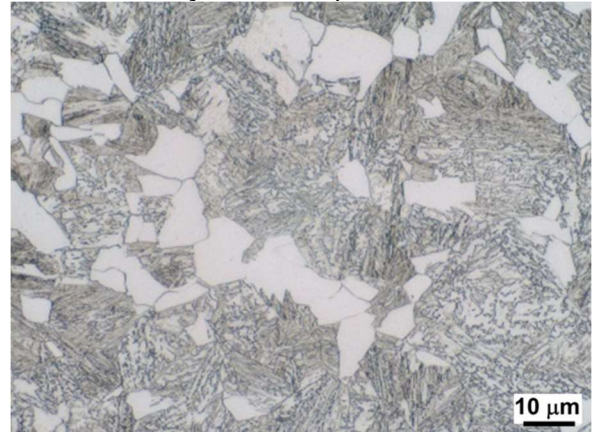
Tomando-se como base o diagrama CCT (específico para o lote do aço em estudo e disponibilizado pelo fabricante - ver Apêndice A), considera-se que a temperatura mínima de austenitização situa-se entre 850 °C – 870 °C. Desta maneira, foram conduzidos os ensaios conforme a Tabela 12. Assim, para a determinação da mínima temperatura de austenitização, o material foi aquecido diretamente até as duas temperaturas de interesse e depois resfriado a taxas de 20 °C/s e 1 °C/s. As Figuras 54 - 57 apresentam as metalografias resultantes destes ensaios.

Temperatura de austenitização de 870 °C

Figura 54 – Amostra austenitizada em 870 °C e resfriada a 20 °C/s até a temperatura ambiente. Sem presença de ferrita.



Figura 55 - Amostra austenitizada em 870 °C e resfriada a 1 °C/s até a temperatura ambiente. Presença de ferrita pró-eutetóide.



Temperatura de austenitização de 850 °C

Figura 56 - Amostra austenitizada em 850 °C e resfriada a 20 °C/s até a temperatura ambiente. Presença de ferrita pró-eutetóide.

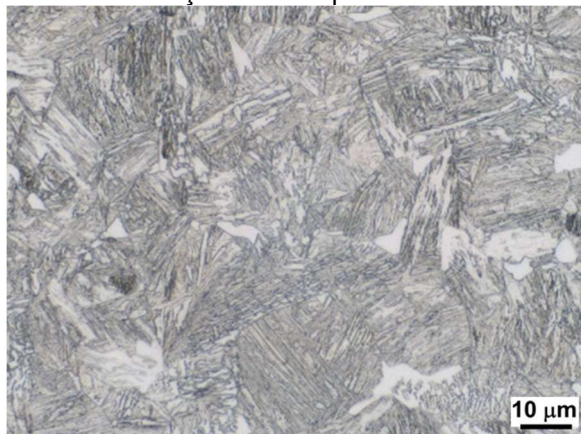
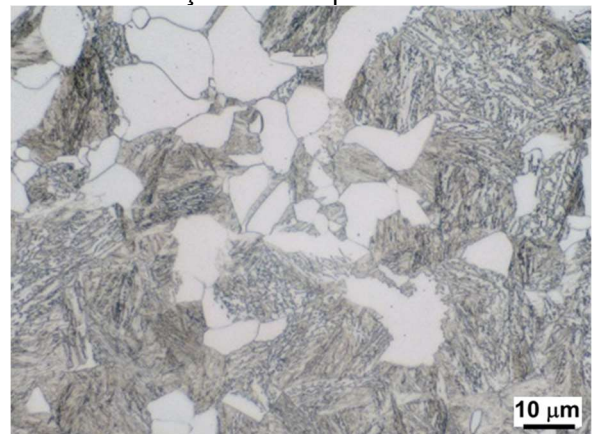


Figura 57 - Amostra austenitizada em 850 °C e resfriada a 1 °C/s até a temperatura ambiente. Presença de ferrita pró-eutetóide.



Fonte: Autor.

Nas metalografias acima, percebe-se que a ferrita pró-eutetóide foi completamente dissociada na temperatura de austenitização de 870 °C, pois na condição de resfriamento de 20 °C/s a microestrutura final é formada exclusivamente por martensita. Por outro lado, resquícios da fase ferrítica pró-eutetóide 'original' podem ser observados em ambas as condições de austenitização de 850 °C.

A análise da Tabela 12 deixa claro o efeito deletério que a fase ferrítica pró-eutetóide apresenta na dureza. A quantificação das fases foi realizada com o software QWinPro V3.2.1 após preparação metalográfica (ataque químico de, aproximadamente, 25 s com HNO₃ – 3%).

Os resultados apresentados na Tabela 12 reforçam a condição microestrutural final das amostras.

Tabela 12 – Percentual de fases *versus* dureza final após os ensaios acima descritos.

	Dureza	Fases		Magnificação p/ quantificação das fases*
		Matriz	Ferrita	
870 °C / 20 °C/s	453±2	100%	-	-
870 °C / 1 °C/s	348±4	~78%	~22%	20x
850 °C / 20 °C/s	423±2	~98%	~2%	50x
850 °C / 1 °C/s	325±3	~76%	~24%	20x

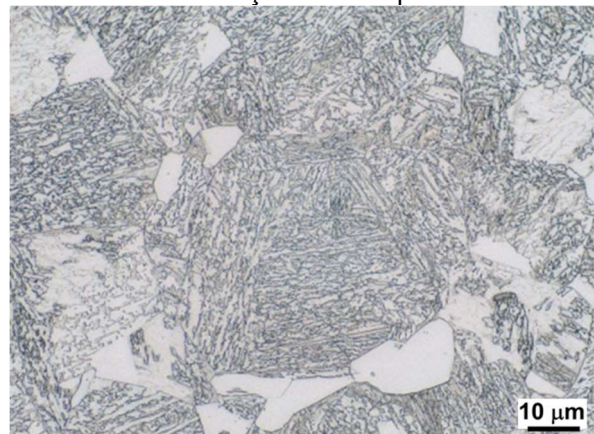
Fonte: Autor.

Apesar de certo teor da fase ferrítica pró-eutetóide na condição de austenitização de 850 °C (20 °C/s) considerou-se este percentual baixo para ter um efeito prejudicial nas propriedades mecânicas finais do material e, além disso, o tempo de austenitização de 20 minutos poderia ter sido insuficiente para a completa homogeneização da microestrutura. Assim, foi realizado um terceiro ensaio utilizando-se uma temperatura de austenitização mais elevada (1200 °C). No entanto, as taxas de resfriamento foram empregadas a partir da temperatura de 850 °C. As Figuras 58 e 59 apresentam as metalografias resultantes deste ensaio em temperatura mais elevada.

Figura 58 - Amostra austenitizada em 1200 °C e resfriada a 20 °C/s até a temperatura ambiente. Sem presença de ferrita pró-eutetóide.



Figura 59 - Amostra austenitizada em 1200 °C e resfriada a 1 °C/s até a temperatura ambiente. Presença de ferrita pró-eutetóide.



Fonte: Autor.

Levando-se em consideração a microestrutura e a dureza final das amostras nesta condição, os resultados comprovam que, de fato, o tempo de austenitização na temperatura de 850 °C não havia sido suficiente.

Tabela 13 - Percentual de fases *versus* dureza final após os ensaios da acima descritos (na temperatura de austenitização de 1200 °C).

	Dureza	Fases		Magnificação p/ quantificação das fases
		Matriz	Ferrita	
1200°C 850 °C / 20 °C/s	450±4	100%	-	-
1200°C 850 °C / 1 °C/s	347±12	~96%	~4%	20x

Fonte: Autor.

Por outro lado, a quantidade de ferrita pró-eutetóide nas amostras resfriadas à taxa de 1 °C/s e os dados auxiliares de resfriamento ao ar (obtidos em corpos de prova maiores e que

posteriormente serão apresentados) deram suporte para estabelecer um leve incremento na taxa de resfriamento, passando-se para 2 °C/s.

Por fim, tendo-se como base os resultados apresentados, definiu-se a sequência dos próximos ensaios termomecânicos.

5.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Conforme mostra o organograma da Figura 36, os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de ensaios universal Gleeble[®], associado a um segundo equipamento, o *laser* ou o *sensor de correntes parasitas*. Estes ensaios constituíram a base para o planejamento dos ensaios de compressão.

5.3.1 Ensaios de Tração (Equipamentos Gleeble[®] + Laser)

A seguir serão apresentados os resultados dos ensaios realizados com o auxílio do sistema *laser*. Cabe destacar a alta precisão deste equipamento na obtenção dos resultados abaixo apresentados.

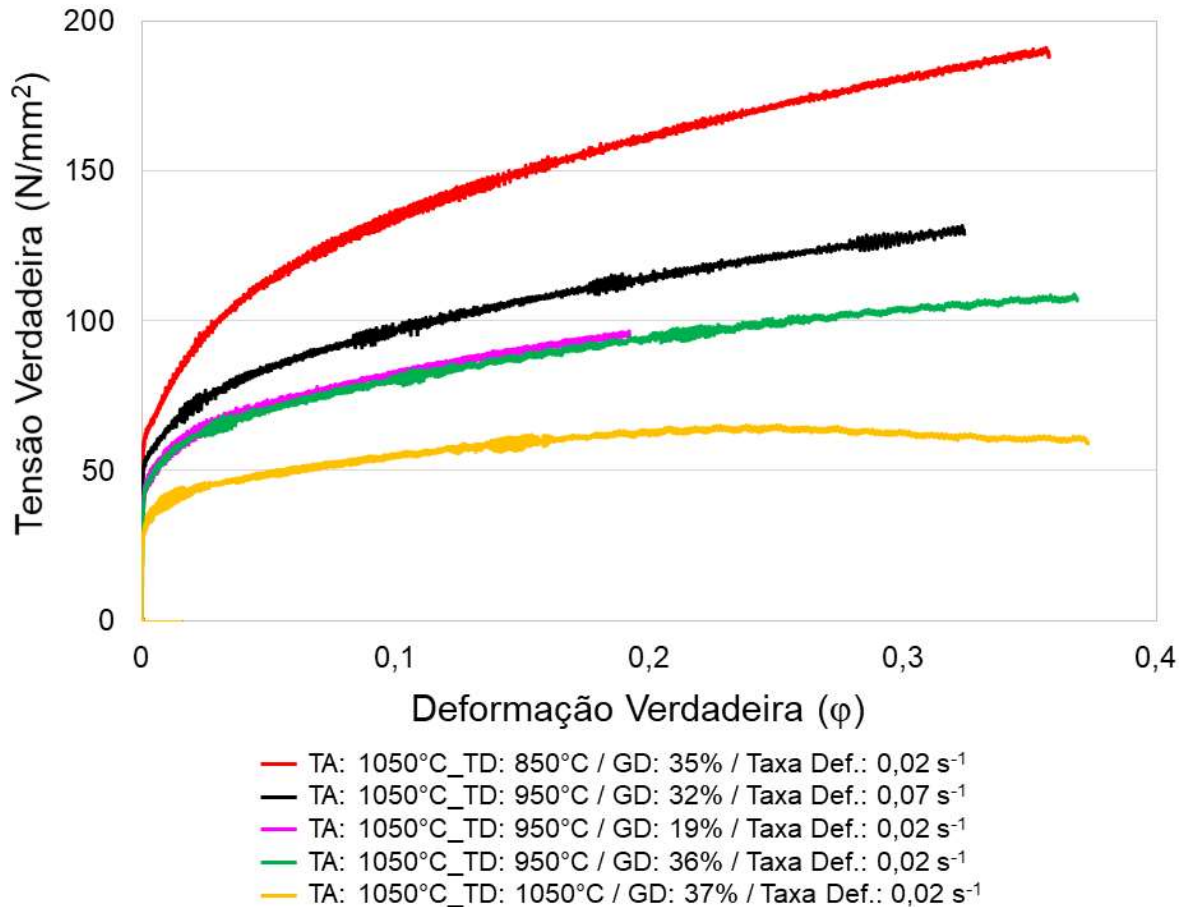
Os ensaios a seguir seguem o cronograma apresentado na Tabela 6, na qual todos os parâmetros utilizados nos ensaios podem ser facilmente encontrados.

5.3.1.1 Curvas tensão-deformação a quente

Deformação em um estágio:

A Figura 60 apresenta os resultados das curvas tensão-deformação verdadeiras obtidos com o emprego do sistema *laser*. As deformações ocorreram nas temperaturas de 1050 °C, 950 °C e 850 °C do campo austenítico do aço 18MnCrSiMo6-4. Estas temperaturas foram estabelecidas através da análise da curva CCT (Apêndice A), da análise dos resultados dos experimentos prévios e, também, pela capacidade operacional (máxima temperatura de aquecimento) da Gleeble[®].

Figura 60 – Curvas tensão-deformação do aço 18MnCrSiMo6-4, após deformação realizada no campo austenítico nas temperaturas de 1050 °C, 950 °C e 850 °C. Sendo: TA - temperatura de austenitização, TD – temperatura de deformação e, GD – grau de deformação.



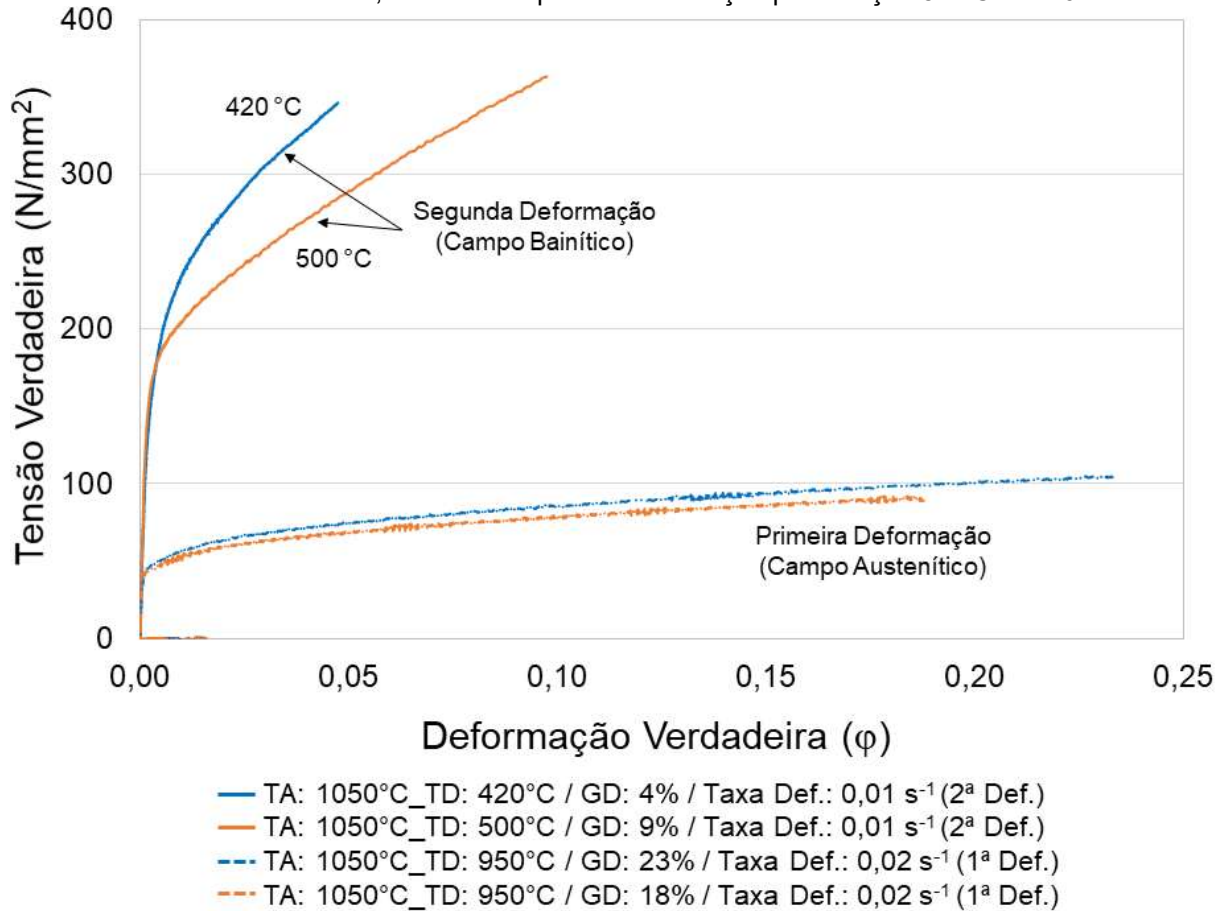
Fonte: Autor.

Como esperado, observa-se uma maior resistência do material quando este é deformado em temperaturas mais baixas e, também, quando a taxa de deformação aumenta. No entanto, a fim de diminuir os custos de produção e tornar o processo de manufatura mais eficiente, a indústria do forjamento (de maneira geral) necessita quantificar os valores de força necessários para promover a deformação dos materiais. Neste sentido, os dados acima e os que serão apresentados na sequência tornam-se relevantes. Além disso, dados intermediários de força podem ser obtidos através de simulações por elementos finitos.

Deformação em dois estágios:

A Figura 61 apresenta os resultados das curvas tensão-deformação verdadeiras obtidos com o emprego do equipamento *laser*, com a aplicação de duas deformações sucessivas no material: uma no campo austenítico e, em seguida, outra deformação no campo bainítico.

Figura 61 - Curvas tensão-deformação à quente, obtidas através de deformações nos campos austenítico e bainítico, em duas etapas de deformação para o aço 18MnCrSiMo6-4.



Fonte: Autor.

Como esperado, apesar dos distintos graus de deformação, os valores das curvas tensão-deformação verdadeiras para as deformações promovidas no campo austenítico estão de acordo com os valores encontrados para as curvas da Figura 60, igualmente deformadas no campo austenítico. Entretanto, as deformações promovidas em mais baixa temperatura (500 °C e 420 °C) requerem um incremento de 3 a 4 vezes na força máxima, em comparação às deformações promovidas no campo austenítico. Além disso, há limitação dos graus de deformação: 9 % - 500 °C e 4 % - 420 °C considerando-se a faixa segura de operação do equipamento Gleeble® e, assim, uma projeção para aplicações industriais pode ser entendida como uma dificuldade de processamento. Dessa forma, destaca-se que a deformação parcial pretendida na segunda deformação não pôde ser atingida integralmente.

Na deformação à quente, a tensão de escoamento depende principalmente da taxa de deformação e da temperatura de deformação e, como a taxa de deformação e a temperatura foram mantidas constantes durante o ensaio, optou-se pelo ajuste correspondente à equação de Ludwik-Hollomon (Equação 2). A Tabela 14 apresenta estes dados em função de cada ensaio realizado, destacando-se a sua relevância na implementação de simulações por elementos finitos, FEM.

Tabela 14 – Dados relativos à tensão de escoamento: $K_f = C\varphi^n$, onde 'n' é o coeficiente de encruamento, 'φ' é a deformação e, 'C' é o coeficiente de resistência.

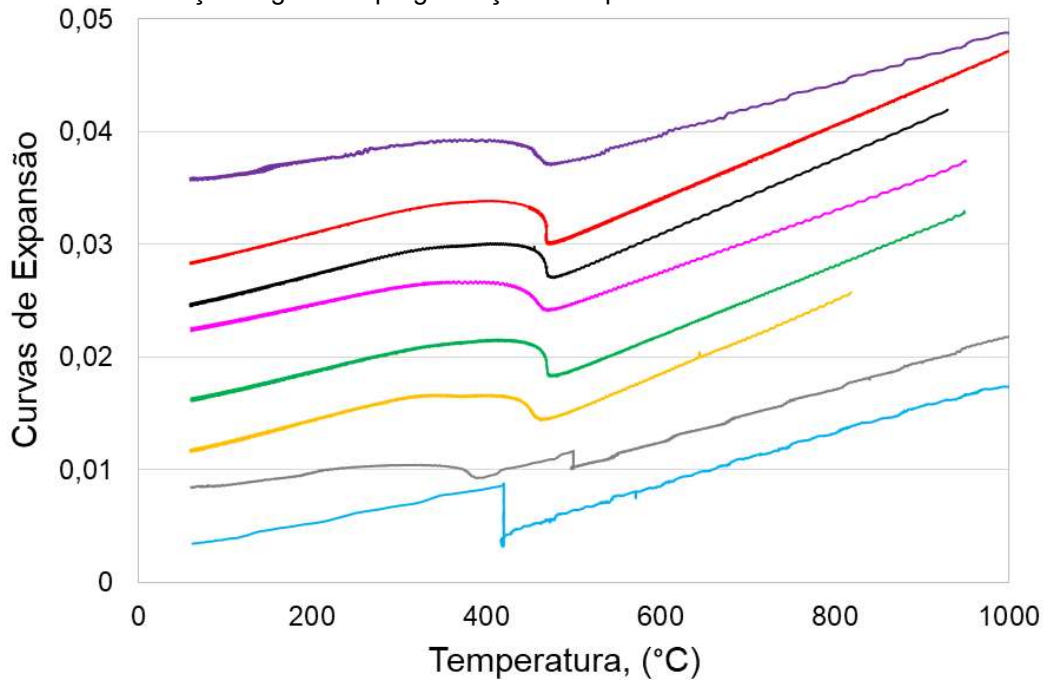
	C	n	φ	R ²
<i>Campo Austenítico</i>				
Teste 2 TA: 1050 °C_TD: 1050 °C / GD: 40 % / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	78,74	0,1515	0,37	0,9832
Teste 3 TA: 1050 °C_TD: 950 °C / GD: 40 % / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	127,81	0,191	0,36	0,9853
Teste 6 TA: 1050 °C_TD: 850 °C / GD: 40 % / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	235,25	0,2364	0,35	0,9837
<i>Campo Bainítico</i>				
Teste 7 TA: 1050 °C_TD: 500 °C (2ª Def.) / GD: 20 % / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	584,12	0,2278	10	0,9802
Teste 8 TA: 1050 °C_TD: 420 °C (2ª Def.) / GD: 20 % / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	1073	0,3459	5	0,9594

Fonte: Autor.

5.3.1.2 Curvas de expansão

A Figura 62 apresenta as curvas de expansão obtidas na sequência programada dos ensaios de tração, conforme a Tabela 6.

Figura 62 – Curvas de expansão para o aço 18MnCrSiMo6-4 obtidas através de ensaios de tração segundo a programação de experimentos da Tabela 6.



- TA: 1050°C_Sem deformação
- TA: 1050°C_TD: 850°C / GD: 35% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹
- TA: 1050°C_TD: 950°C / GD: 32% / Taxa Def.: 0,07 s⁻¹
- TA: 1050°C_TD: 950°C / GD: 19% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹
- TA: 1050°C_TD: 950°C / GD: 36% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹
- TA: 1050°C_TD: 1050°C / GD: 37% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹
- TA: 1050°C_TD: 500°C / GD: 10% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹
- TA: 1050°C_TD: 420°C / GD: 5% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹

Fonte: Autor.

Os resultados das temperaturas iniciais e finais serão apresentados juntamente com os valores obtidos via *sensor de correntes parasitas*, fato que facilitará a correlação dos dados.

Percebe-se que não há variação significativa nas temperaturas de início e fim para os ensaios onde o corpo de prova foi deformado em mais alta temperatura; isto é: até 950 °C, mesmo com o aumento da taxa de deformação. Por outro lado, variações nas temperaturas de transformação ocorreram para deformações no limite inferior do campo austenítico, à 850 °C.

Além disso, observou-se uma transformação parcial para a bainita induzida pela deformação no campo bainítico. Em especial, após a temperatura de deformação de 500 °C, observou-se uma segunda transformação para martensita (na temperatura aproximada de 370 °C) após a deformação e durante o resfriamento até a temperatura ambiente.

5.3.2 Ensaio de Tração (Equipamentos *Gleeble*[®] + *Sensor de correntes parasitas*)

A seguir, serão apresentados os resultados dos ensaios de tração realizados mediante o uso do *sensor de correntes parasitas* acoplado à máquina *Gleeble*[®].

Os resultados serão apresentados em função da 1ª e 3ª harmônicas do sinal, que fornecem as temperaturas de início / fim das transformações e a máxima taxa de transformação, respectivamente. Os dados acima e o tempo total de reação correspondente à cada rota termomecânica será apresentado em conjunto com os dados obtidos mediante o uso do sistema *laser*, na Tabela 18.

Destaca-se que os resultados da 1ª e 3ª harmônicas serão apresentados em função da temperatura e os valores de tempo foram obtidos através da leitura direta na planilha dos dados originais, correspondente ao respectivo intervalo de temperaturas; fato que originará gráficos um pouco distintos dos apresentados na seção 4.9.3, mas de melhor interpretação.

5.3.2.1 Influência do grau de deformação (0 %, 20 %, 40 %)

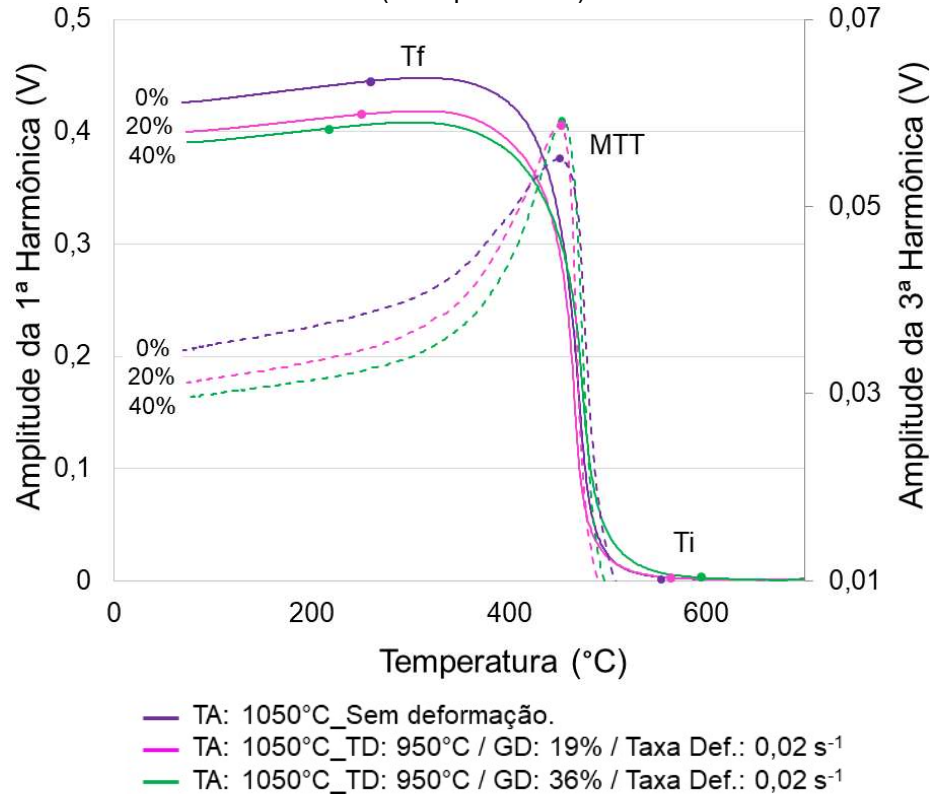
Analisando-se a Figura 63, observa-se através da 1ª harmônica do sinal (linha contínua) que o aumento do grau de deformação eleva as temperaturas de início das transformações. Por outro lado, uma menor temperatura final é registrada, o que significa um incremento na extensão das transformações de fase; logo, o tempo total de reação aumenta de maneira direta em função do grau de deformação.

A máxima taxa de transformação (MTT), dada pela 3ª harmônica do sinal (linha pontilhada), ocorre na mesma temperatura, independentemente do grau de deformação.

Na Figura 63, as temperaturas de início / fim das transformações são apresentadas por 'círculos preenchidos' da mesma cor em que é representada a respectiva curva. Outro aspecto a ser destacado foi a precisão da detecção das temperaturas de início / fim em detrimento das temperaturas de início / fim das fases individualmente; fato que está associado ao resfriamento contínuo. Tipicamente, o *sensor de correntes parasitas* é utilizado em banho de

sais fundidos ou em meios aquosos isotérmicos, onde as medidas de propriedades elétricas e magnéticas do material podem ser melhor realizadas.

Figura 63 – Influência de distintos graus de deformação na 1ª harmônica (linha contínua) e 3ª harmônica (linha pontilhada) do sinal.



Fonte: Autor.

Além disso, não foi identificado nenhum sinal de estabilização mecânica para os níveis de deformação aplicados. A elevação das temperaturas de transformação está associada à uma maior energia de ativação promovida com a evolução do grau de deformação e será discutida na Seção 6.1.

A Tabela 15 apresenta quantitativamente as variáveis observadas na Figura 63.

Tabela 15 – Dados de temperatura e tempo observados na Figura 63, evidenciando a influência da deformação na transformação de fases do aço DIN 18MnCrSiMo6-4.

Grau de Deformação	Ti	Tf	tTR	MTT
0%	530 °C	290 °C	153 s	448 °C
20%	546 °C	285 °C	167 s	451 °C
40%	561 °C	210 °C	188 s	452 °C

Fonte: Autor.

5.3.2.2 Influência da deformação em distintos campos de fases (austenítico/bainítico e combinação)

Aqui, serão apresentadas a 1ª e a 3ª harmônicas do sinal em função das deformações únicas realizadas no campo austenítico, nas temperaturas de 1050 °C, 950 °C e 850 °C; além

de deformações combinadas, realizadas no campo austenítico (950 °C – 20 %) e bainítico (500 °C – 20 % / 420 °C – 20 %).

Deformações nas temperaturas de 1050 °C, 950 °C e 850 °C do campo austenítico

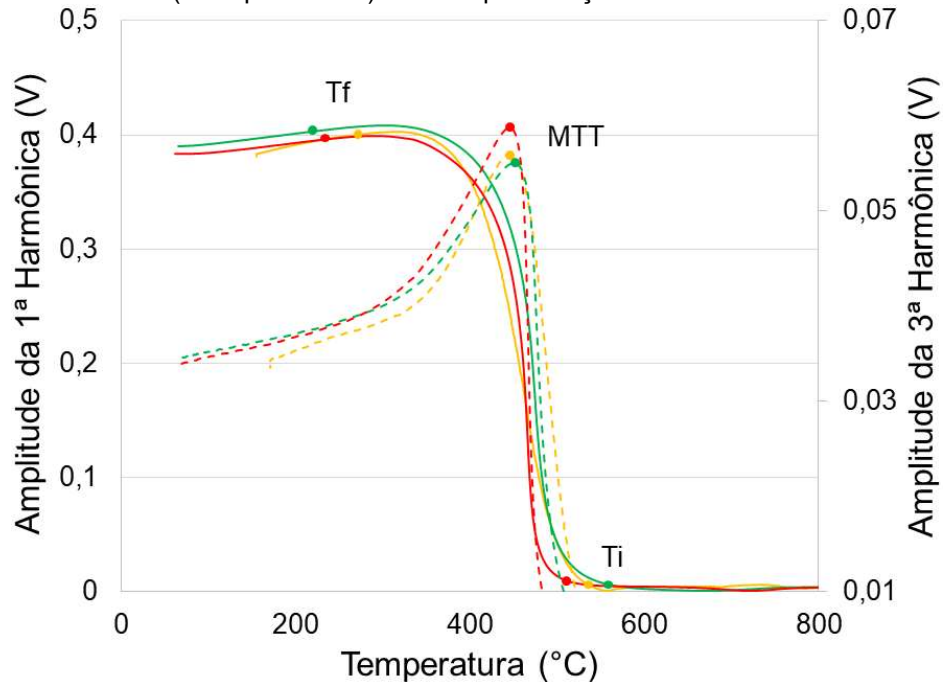
Tipicamente, utilizam-se valores superiores à 1050 °C para a realização de processos de forjamento; no entanto, a definição deste valor de temperatura foi estabelecido levando-se em consideração questões metalúrgicas (especialmente, o provável aumento do tamanho de grão em temperaturas maiores) e, em função do limite operacional dos equipamentos Gleeble® e *sensor de correntes parasitas*.

A Figura 64 apresenta a evolução das temperaturas iniciais e finais de transformação, bem como a temperatura onde a máxima taxa de transformação acontece - de forma qualitativa - semelhante à Figura 63.

Percebe-se que existe uma influência direta da temperatura de deformação na evolução posterior das fases. Assim, para a temperatura de deformação de 1050 °C, os fenômenos de recristalização / recuperação parecem ocorrer parcialmente, uma vez que a T_i apresenta um valor inferior à T_f para o caso em que a deformação foi promovida em 950 °C. Ou seja, este é um forte indício de que parte da microestrutura deformada, reconstituiu-se.

Para as deformações promovidas em 950 °C e 850 °C observa-se diretamente a influência do elemento C, que apresenta o efeito de baixar o início das transformações e deslocar o “cotovelo” das curvas de transformação para a direita, aumentando a temperabilidade. Assim, quanto maior for o teor de C em solução sólida, menor deverão ser as temperaturas de início das transformações – fato que é bem observado quando a deformação ocorre na temperatura de 850 °C, quando gerou-se uma grande quantidade da fase ferrítica pró-eutetóide.

Figura 64 - Influência da deformação em distintos campos de fase na 1ª harmônica (linha contínua) e 3ª harmônica (linha pontilhada) do sinal para o aço DIN 18MnCrSiMo6-4.



— TA: 1050°C_TD: 950°C / GD: 36% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹
 — TA: 1050°C_TD: 850°C / GD: 35% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹
 — TA: 1050°C_TD: 1050°C / GD: 37% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹

Fonte: Autor.

Por outro lado, observa-se que não houve uma significativa mudança da máxima taxa de transformação (MTT), que ocorreu praticamente na mesma temperatura.

A Tabela 16 apresenta - quantitativamente - as variáveis observadas na Figura 64.

Tabela 16 - Dados de temperatura e tempo observados na Figura 64, evidenciando a influência da deformação em distintas regiões do campo austenítico na transformação de fases do aço 18MnCrSiMo6-4.

Temperatura de Deformação	Ti	Tf	tTR	MTT
1050 °C	543 °C	282 °C		448 °C
950 °C	561 °C	210 °C	188 s	452 °C
850 °C	527 °C	236 °C		447 °C
Sem Deformação	530 °C	290 °C	153 s	448 °C

Fonte: Autor.

Deformações em dois estágios - campo austenítico (20 %) + campo bainítico (10 %)

Um dos tópicos mais importantes do presente trabalho é analisar a influência da dupla deformação na microestrutura e na evolução das transformações de fase para o aço bainítico 18MnCrSiMo6-4. Esta avaliação é de grande relevância em processos de forjamento, permitindo que processos mais robustos e menos susceptíveis a erros possam ser implementados com mais segurança na indústria.

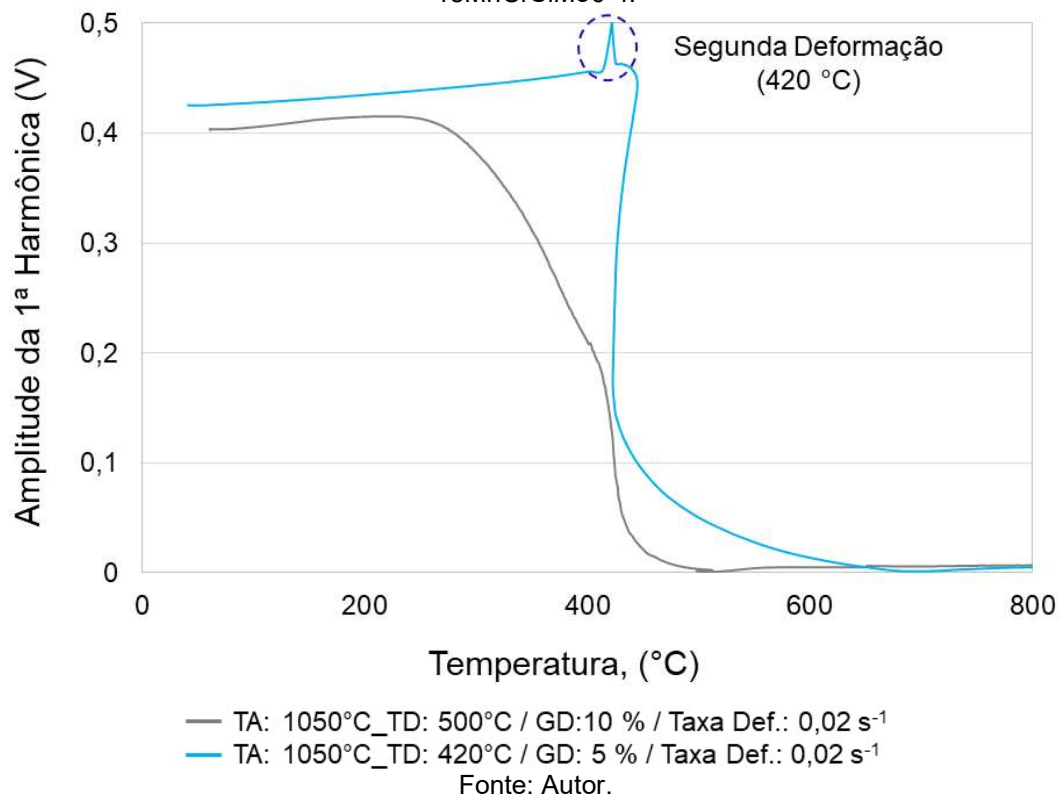
Somente é apresentado o sinal da 1ª harmônica, tendo-se em vista que a segunda deformação causou um ruído muito grande no sinal da 3ª harmônica.

Conforme a Tabela 6, duas rotas de processamento foram avaliadas explorando-se deformações nos limites superior (500 °C) e inferior (420 °C) do campo bainítico do aço em estudo.

Para o primeiro caso, o resfriamento aconteceu conforme os ensaios anteriores. Aliás, a ‘primeira fase’ deste ensaio em nada difere-se daquele em que foi realizada uma deformação total de 20 % (Ensaio 4 – Tabela 6). No entanto, uma transformação parcial para a bainita acontece durante o processo da segunda deformação e, após a deformação, uma nova transformação de fase é observada, terminando no campo martensítico.

Para a deformação no limite inferior do campo bainítico (420 °C), fez-se um rápido resfriamento até esta temperatura de maneira a evitar qualquer produto de transformação que pudesse ser originado. Assim, a deformação ocorreu na austenita metaestável. O resultado de deformação foi em torno de 5%, quando o equipamento Gleeble® teve o seu limite de força máximo atingido.

Figura 65 - Influência da dupla deformação (campos austenítico + bainítico) na 1ª Harmônica do aço 18MnCrSiMo6-4.

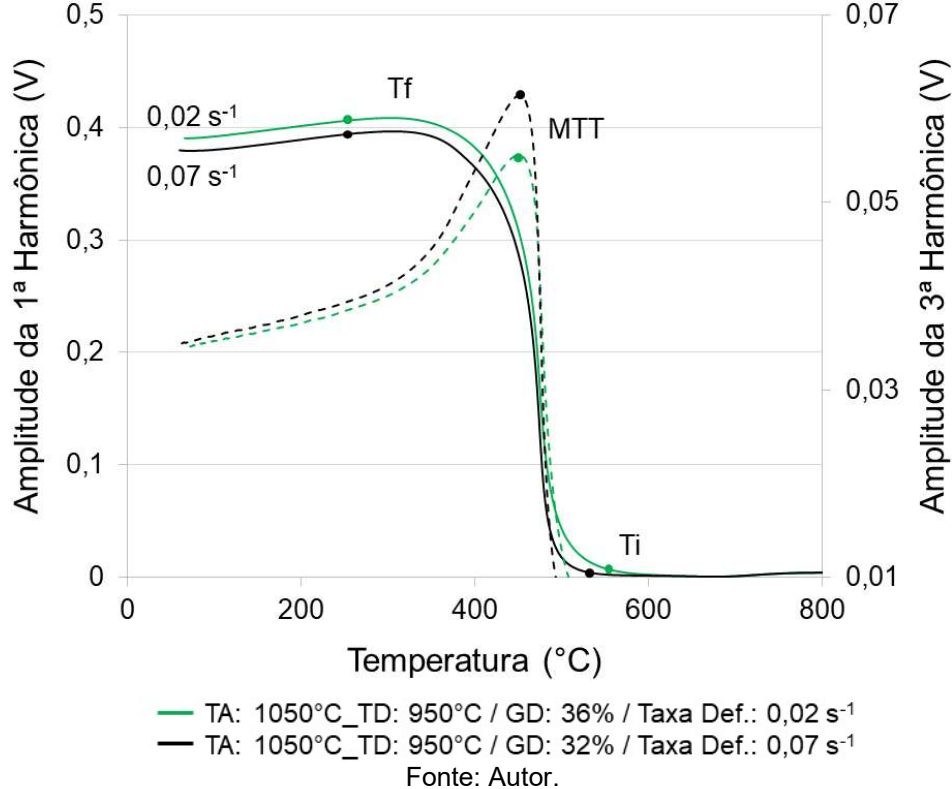


Neste caso, como houve transformação de fase associada à deformação, não faz sentido a replicação de uma tabela contendo tempos e temperaturas.

5.3.2.3 Influência da taxa de deformação na 1ª e 3ª harmônicas

O aumento da taxa de deformação, para o mesmo grau de deformação, diminui a temperatura de início da transformação de fase. No entanto, o tempo total de transformação das fases é idêntico ao experimento com taxa de deformação menor. A máxima taxa de transformação também ocorre na mesma temperatura, como pode ser observado na Figura 66.

Figura 66 - Influência do aumento da taxa de deformação nas temperaturas inicial/final, tempo total de reação e máxima taxa de transformação para um grau de deformação de 40%.



A Tabela 17 sumariza as informações contidas na Figura 66.

Tabela 17 – Influência da taxa de deformação na temperatura inicial/final, tempo total de reação e máxima taxa de transformação.

	Ti	Tf	tTR	MTT
0,02 s⁻¹	561 °C	~ 210 °C	188 s	452 °C
0,07 s⁻¹	543 °C	~ 215 °C	172 s	450 °C

Ti/Tf = Temp. inicial/final de transformação; tTR = tempo total de reação; MTT = temperatura da máxima taxa de transformação;

Fonte: Autor.

5.3.3 Temperaturas de início / fim e tempo total das transformações de fases (*laser e sensor de correntes parasitas*)

O objetivo desta seção é sumarizar os resultados obtidos via ensaios com o sistema *laser e sensor de correntes parasitas*; para tanto, foi construída a Tabela 18.

Assim, com base nas curvas de expansão apresentadas na Figura 62, foi possível estabelecer as temperaturas de início e fim das transformações de fases e, para os casos em que o *sensor de correntes parasitas* foi utilizado, estes dados podem ser encontrados na 1ª

harmônica do sinal, conforme comentado anteriormente. Nem sempre foi possível realizar a clara distinção entre as fases, principalmente em temperaturas mais baixas, em que, muitas vezes, observou-se concomitantemente a sobreposição da transformação bainítica e martensítica durante o resfriamento contínuo, pelos motivos anteriormente citados.

Tabela 18 – T_i / T_f , ΔT e Δt das rotas termomecânicas implementadas em tração (Tabela 6), mediante o uso dos equipamentos laser e sensor de correntes parasitas associados à máquina de ensaios universal Gleeble®.

Teste	Laser				Sensor de correntes parasitas			
	T_i (°C)	T_f (°C)	ΔT (°C)	Δt (s)	T_i (°C)	T_f (°C)	ΔT (°C)	Δt (s)
<i>Sem Deformação</i>								
1	478	330	148	110	530	290	240	151
<i>Deformação no Campo Austenítico</i>								
2	470	330	140	108	543	282	261	152
3	480	315	165	111	561	210	351	203
4	475	323	152	97	546	285	261	131
5	477	330	147	108	542	215	327	165
6	472	318	154	94	527	236	291	168
<i>Dupla Deformação (Campos: Austenítico + Bainítico)</i>								
7	500	-	-	-	-	-	-	-
8	420	-	-	-	-	-	-	-
<i>Tratamento Isotérmico</i>								
9	500 / 396	250	250	900 / 79,9	-	-	-	-
10	420 / 345	320	25	900 / 1	-	-	-	-

Fonte: Autor.

Para os testes 7 e 8 (nos quais foi realizada a dupla deformação em 500 °C e 400 °C, respectivamente) foi observada uma pequena transformação para a martensita durante o resfriamento, após a deformação à 500 °C. No entanto, praticamente toda a transformação para a bainita ocorreu induzida por deformação na respectiva temperatura. Por outro lado, nenhuma transformação subsequente foi observada após a deformação em 420 °C.

Nos ensaios 9 e 10, nos quais foram realizados tratamentos isotérmicos e sem deformação, o tempo de 15 minutos foi insuficiente para que toda a austenita se transformasse em bainita, e uma transformação para a martensita também pôde ser observada, conforme aponta a metalografia que será apresentada adiante. Por outro lado, não há indícios nos sinais das curvas de expansão e das harmônicas de uma transformação subsequente para a martensita após o tratamento isotérmico a 420 °C.

Este fato é de grande relevância, uma vez que tratamentos isotérmicos realizados em peças já conformadas mecanicamente (fato usual em toda a indústria), podem ser ajustados a fim de obter-se uma microestrutura livre de martensita. Outro fato a se destacar é a impossibilidade da aplicação do *sensor de correntes parasitas* em tratamentos isotérmicos em fornos que não sejam de banho de sais, pois o controle da temperatura (tensão e corrente) interfere demasiadamente nos sinais das 1ª e 3ª harmônicas.

Por fim, através da Tabela 18 observa-se de maneira mais nítida a influência do grau de deformação, das deformações em distintos campos de fases e da taxa de deformação sobre

as transformações de fases; fato que pode auxiliar, ou otimizar, um determinado processo de manufatura.

5.3.4 Fração Volumétrica das Fases Finais

Uma das limitações do sensor de correntes parasitas é o fato de o equipamento não conseguir detectar a austenita retida ao final dos ensaios. Por isso, foram realizados ensaios de difração de raios-X a fim de detectar a fração volumétrica da austenita não transformada e, dessa forma, realizar um cálculo mais preciso da fração volumétrica final das fases. Para o cálculo das frações volumétricas seguiu-se o modelo de equações proposto em (VAN BOHEMEN, 2013) que permitem determinar a cinética de transformação a partir de dados de dilatométrica.

A Tabela 19 apresenta os dados de austenita retida para cada ensaio realizado em tração, conforme a Tabela 6.

Tabela 19 – Fração volumétrica de austenita retida obtida em cada ensaio termomecânico realizado.

Teste	TA (°C)	TD (°C)	Grau de Deformação (%)	Taxa de Deformação (s ⁻¹)	Resfriamento até 550 (°C)	Resfriamento 550 (°C) até 60 (°C)	Austenita Retida (%)
<i>Sem Deformação</i>							
1	1050	-	-	-	7	Livre (~2°C/s)	11,23 ± 0,43
<i>Deformação no Campo Austenítico</i>							
2	1050	1050	40	0,02	7	Livre (~2°C/s)	8,24 ± 0,30
3	1050	950	40	0,02	7	Livre (~2°C/s)	9,59 ± 0,40
4	1050	950	20	0,02	7	Livre (~2°C/s)	5,13 ± 0,34
5	1050	950	40	0,07	7	Livre (~2°C/s)	9,36 ± 0,40
6	1050	850	40	0,02	7	Livre (~2°C/s)	4,01 ± 0,21
<i>Dupla Deformação (Campos: Austenítico + Bainítico)</i>							
7	1050	950	20	0,02	7	-	
		500	10	0,01	-	Livre (~2°C/s)	7,11 ± 0,50
8	1050	950	20	0,02	7	-	
		420	5	0,01	-	Livre (~2°C/s)	7,65 ± 0,26
<i>Tratamento Isotérmico</i>							
9	1050	500	-	-	7	Livre (~2°C/s)	4,54 ± 0,54
10	1050	420	-	-	20	20 °C/s*	14,14 ± 0,23

Fonte: Autor.

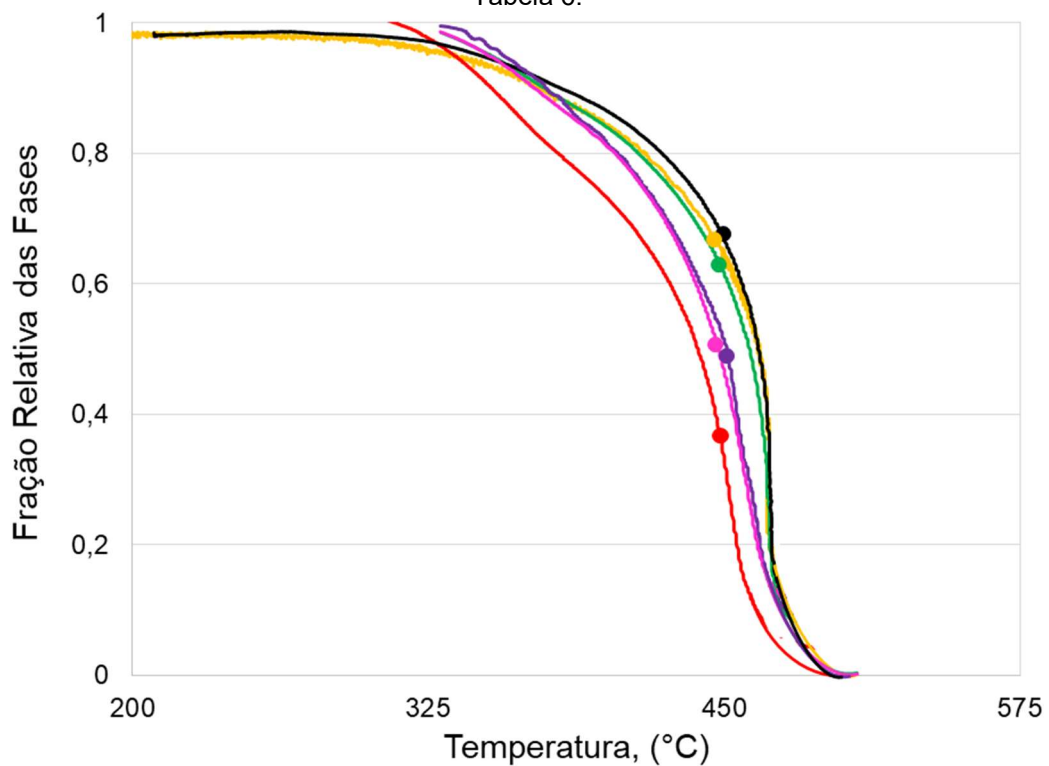
Por outro lado, a Figura 67 mostra a evolução da fração relativa das fases em função da temperatura, na qual ficam evidentes a influência dos parâmetros utilizados, como a temperatura de deformação e a taxa de deformação sobre a evolução subsequente das fases.

De qualquer maneira, um cálculo preciso da fração volumétrica individualizada das fases é praticamente impossível de ser realizado nos ensaios onde a ocorrência de determinada fase é baixa e sua formação é limitada a um pequeno intervalo de temperatura. Estes fatores, associados à velocidade de resfriamento impossibilitam uma leitura completamente acurada

das propriedades elétricas e magnéticas através do sensor de correntes parasitas. Os autores (PÉREZ BENITEZ; LE MANH; ALBERTERIS, 2020) destacam que os principais efeitos microestruturais da deformação plástica no comportamento magnético, são: (i) o aparecimento de tensões residuais locais localizadas nos contornos de grão e ao redor das discordâncias (ii) o desenvolvimento de uma textura cristalográfica que altera a direção da magnetização e, (iii) o aumento considerável da densidade de discordâncias.

No entanto, adiante (seção 5.4.1.2) será apresentada uma ‘estimativa’ das fases e suas correspondentes frações volumétricas em função da observação dos resultados dos ensaios de tração e compressão.

Figura 67 – Evolução da fração relativa das fases em função da temperatura para os ensaios da Tabela 6.



- TA: 1050°C_TD: 950°C / GD: 32% / Taxa Def.: 0,07 s⁻¹
- TA: 1050°C_TD: 1050°C / GD: 37% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹
- TA: 1050°C_TD: 950°C / GD: 36% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹
- TA: 1050°C_Sem deformação
- TA: 1050°C_TD: 950°C / GD: 19% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹
- TA: 1050°C_TD: 850°C / GD: 35% / Taxa Def.: 0,02 s⁻¹

Fonte: Autor.

Além disso, não foi possível realizar a aferição adequadamente nos ensaios onde houve a transformação das fases concomitantemente à deformação, como já era esperado. Por outro lado, na seção 5.4, a seguir, percebe-se que, nestes casos, houve a geração de uma grande fração volumétrica de bainita.

Dessa forma, até a temperatura da máxima taxa de transformação (MTT) o percentual da austenita que se transformou é apresentado na Tabela 20.

Tabela 20 – Fração da austenita transformada até a temperatura da máxima taxa de transformação.

Teste	% de fases transformado até a MTT
<i>Sem Deformação</i>	
Teste 1 TA: 1050 °C _sem deformação	48 %
<i>Deformação no Campo Austenítico</i>	
Teste 2 TA: 1050 °C _TD: 1050 °C / GD: 37 % / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	67 %
Teste 3 TA: 1050 °C _TD: 950 °C / GD: 36 % / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	63 %
Teste 4 TA: 1050 °C _TD: 950 °C / GD: 19 % / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	53 %
Teste 5 TA: 1050 °C _TD: 950 °C / GD: 32 % / T. Def.: 0,07 s ⁻¹	68 %
Teste 6 TA: 1050 °C _TD: 850 °C / GD: 35 % / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	37 %

Fonte: Autor.

Após a temperatura da máxima taxa transformação ser atingida as reações continuam ocorrendo a uma taxa de transformação menor e influenciada, principalmente, pelo declínio da temperatura e pela temperatura de deformação.

5.4 ENSAIOS DE COMPRESSÃO

5.4.1 Ensaio de Compressão (*Gleeble*[®])

Os ensaios de compressão foram estabelecidos em função dos resultados obtidos nos ensaios de tração e seguem o cronograma estabelecido na Tabela 7. Por isso, a condução na apresentação dos resultados dar-se-á de maneira complementar aos ensaios de tração, de modo a contemplar a caracterização metalográfica, ensaios de dureza, quantificação *aproximada* de fases e EBSD.

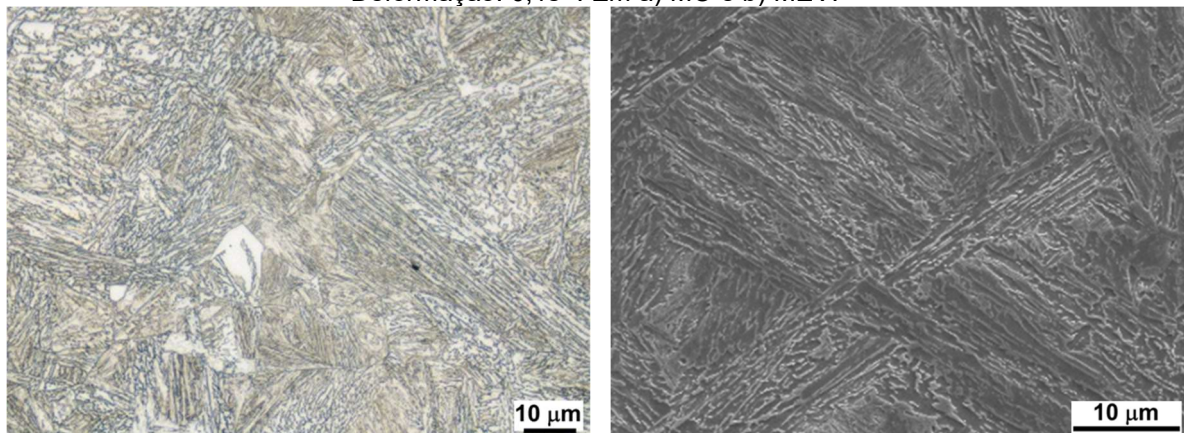
As análises metalográficas e de dureza foram realizadas nas amostras dos ensaios de compressão.

5.4.1.1 Análise metalográfica

A seguir, serão apresentadas as metalografias referentes aos ensaios de compressão. Destaca-se que, para alguns casos, não foram realizadas as análises metalográficas para as peças deformadas em 20 %, pois nenhuma informação adicional seria obtida; e, de maneira a enriquecer a análise e a compreensão da influência das rotas termomecânicas, duas outras análises foram realizadas - MEV e EBSD - em algumas condições de ensaios.

As Figuras 68 - 71 apresentam as metalografias das amostras deformadas no campo austenítico.

Figura 68 - Metalografia Teste 2: TA: 1050 °C / TD: 1050 °C / Grau de Deformação: 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s⁻¹. Em a) MO e b) MEV.



a)

b)

Figura 69 - Metalografia Teste 4 - TA: 950 °C / TD: 950 °C / Grau de Deformação: 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s⁻¹. Em a) MO e b) MEV.

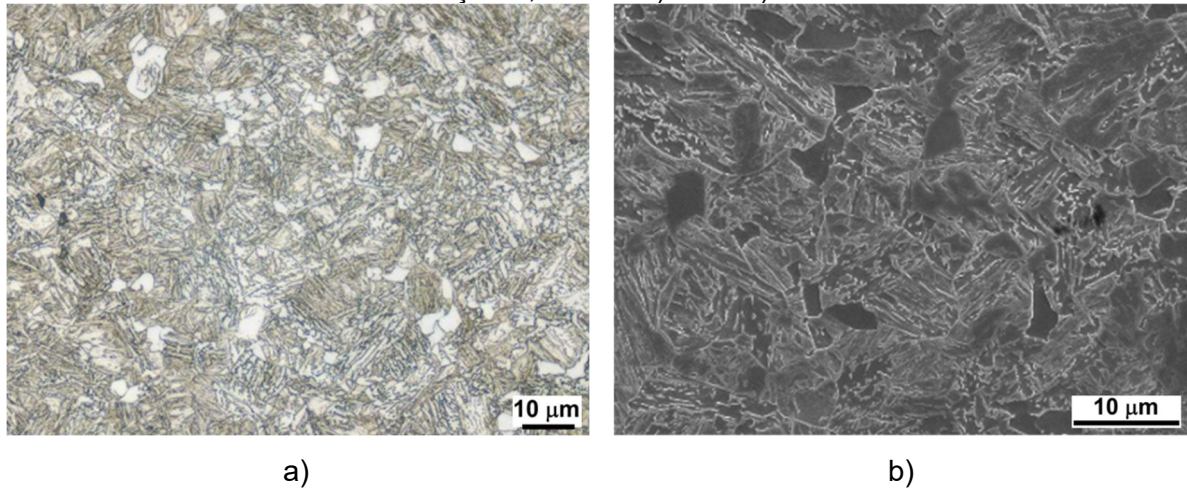


Figura 70 - Metalografia Teste 5 - TA: 950 °C / TD: 950 °C / Grau de Deformação: 40 % / Taxa de Deformação: 0,01s⁻¹.

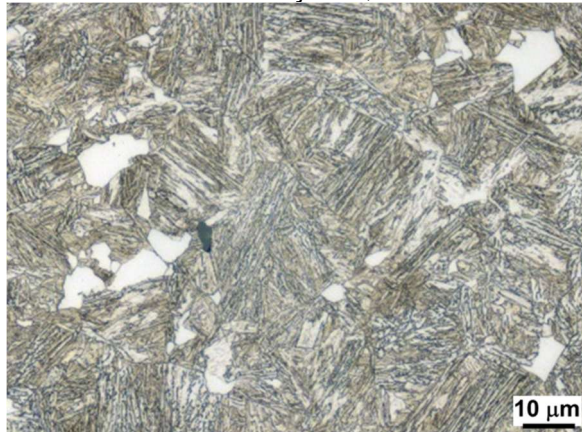
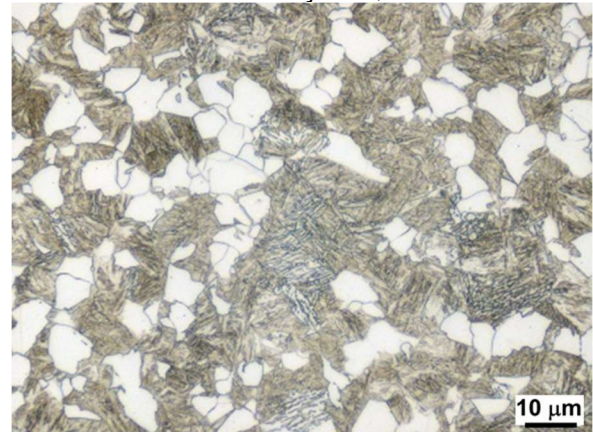


Figura 71 - Metalografia Teste 7 - TA: 950 °C / TD: 850 °C / Grau de Deformação: 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s⁻¹.



Fonte: Autor.

Percebe-se que na amostra austenitizada e deformada em 1050 °C além da ferrita pró-eutetóide (regiões brancas), originou-se uma microestrutura bainítica conhecida por *lath like upper bainite*, conforme apresentado em (CABALLERO *et al.*, 2012).

Na temperatura de 950 °C originou-se a ferrita pró-eutetóide (regiões brancas) e uma microestrutura bainítica já bem conhecida e obtida através do resfriamento contínuo de aços bainíticos, ou de composição similar: a bainita granular (GB), ou *granular bainite*, conforme citam diversos trabalhos, sendo os de maior destaque publicados pelos autores (CABALLERO *et al.*, 2012), (F.G. CABALLERO *et al.*, 2010), (LIU *et al.*, 1998), (KONG; QIU, 2013), (ZHOU *et al.*, 2015) e (LUO *et al.*, 2010).

Por outro lado, uma grande quantidade de ferrita pró-eutetóide foi encontrada quando a deformação ocorreu no limite inferior do campo austenítico, tanto nas deformações em um estágio quanto nas realizadas em dois estágios.

As Figuras 72 e 73 apresentam as metalografias das amostras deformadas no campo bainítico.

Figura 72 - Metalografia Teste 9: TA: 1050 °C / TD: 500 °C / Grau de Deformação: 40% / Taxa de Deformação: 0,1s⁻¹. Em a) MO e b) MEV.

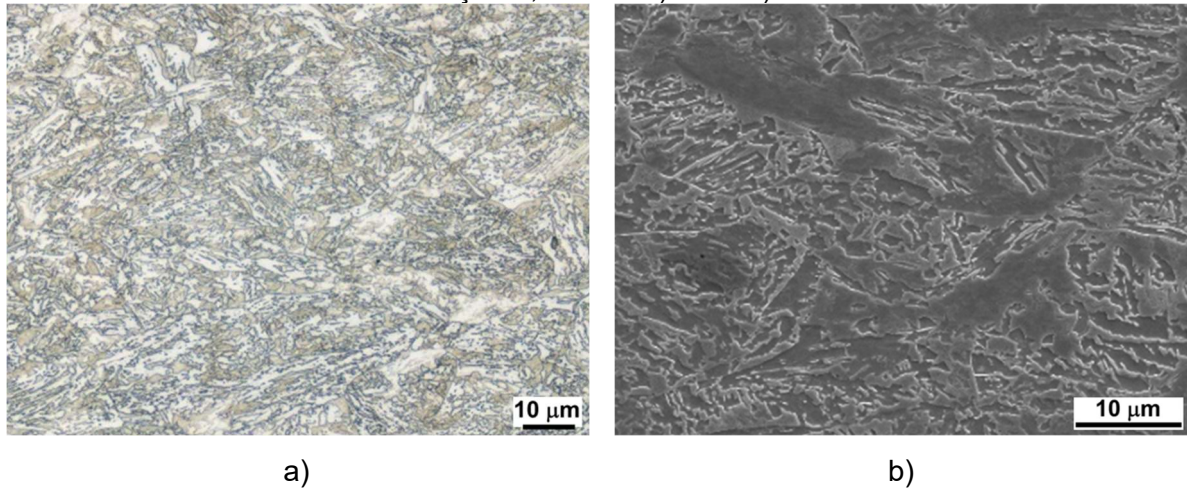
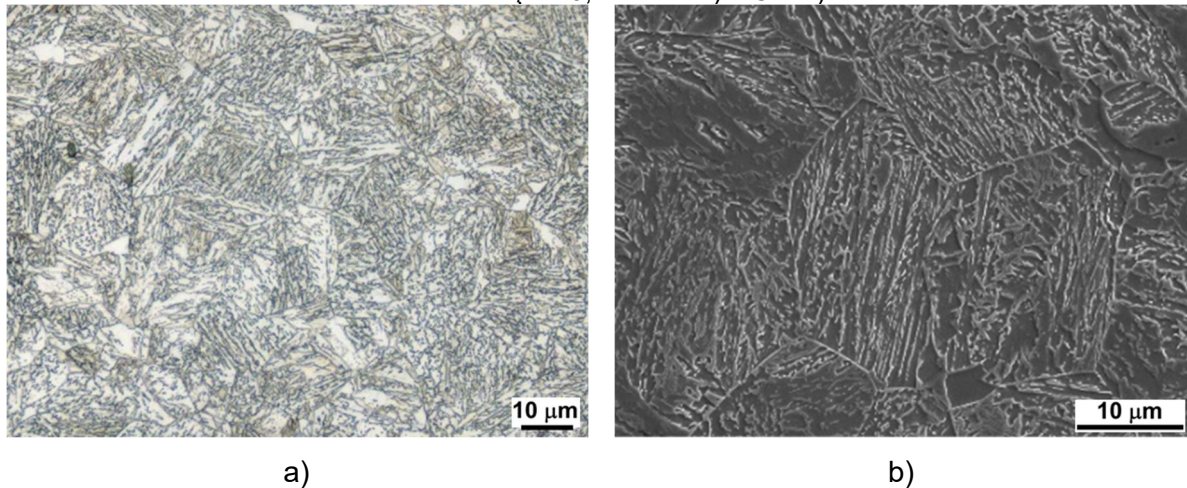


Figura 73 - Metalografia Teste 10: TA: 950°C / TD: 420°C / Grau de Deformação: 20% / Taxa de Deformação: 0,1s⁻¹. Em a) MO e b) MEV.



Fonte: Autor.

Em relação às amostras deformadas no campo bainítico, na temperatura de 500 °C originou-se a microestrutura bainita granular (GB), além de regiões com morfologias irregulares difíceis de serem identificadas devido à deformação. No caso da bainita granular, esta microestrutura originou-se um pouco antes e durante o resfriamento (~ 560 °C – conforme a Tabela 16) da temperatura de deformação de 500 °C. Por outro lado, podem ser observadas pequenas regiões de martensita (cor marrom em MO). Contudo, na temperatura de 420 °C originou-se uma microestrutura mista de bainita granular e *lath like bainite* (morfologia 'ripada') e que são fruto do resfriamento acelerado, distinto dos resfriamentos anteriores, visando evitar o 'cotovelo' da ferrita pró-eutetóide até a temperatura da deformação.

As Figuras 74, 75 e 76 apresentam as metalografias das amostras deformadas em dois estágios.

Figura 74 - Metalografia Teste 12: TA: 950 °C / TD: 950 °C (20 %) + 850 °C (20 %) / Grau de Deformação (total): 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s⁻¹.

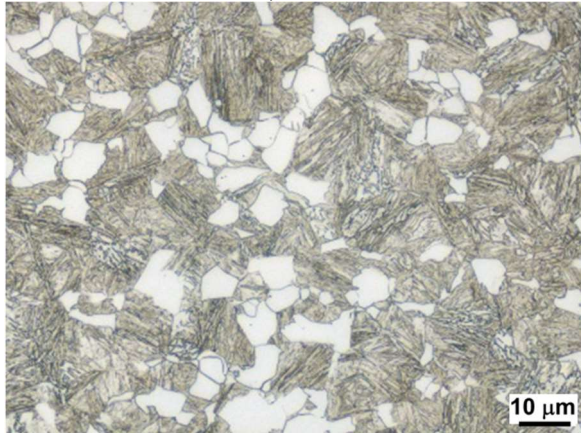


Figura 75 - Metalografia Teste 13: TA: 950 °C / TD: 950 °C (20 %) + 500 °C (20 %) / Grau de Deformação (total): 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s⁻¹.

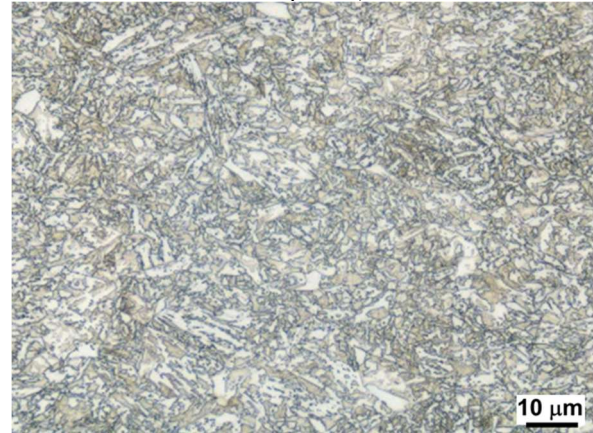
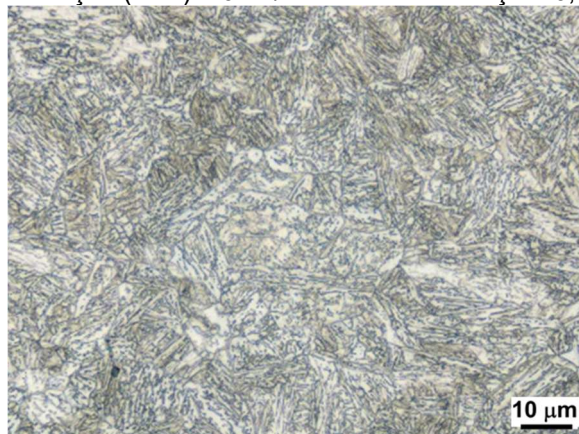


Figura 76 - Metalografia Teste 14: TA: 950 °C / TD: 950 °C (20 %) + 420 °C (20 %) / Grau de Deformação (total): 40 % / Taxa de Deformação: 0,1s⁻¹.



Fonte: Autor.

Um dos tópicos mais importantes deste trabalho foi avaliar a influência da deformação em dois estágios na microestrutura final, isto é: na temperatura ambiente. Através da análise dos pares de Figuras 71 e 74 / 75 e 76, percebe-se que não houve nenhuma alteração em termos microestruturais. Ou seja, amostras com deformação total de 40 % e que foram deformadas somente no campo bainítico (um estágio) e, em 20 % no campo austenítico mais 20 % no campo bainítico (duplo estágio), apresentaram a mesma microestrutura final considerando-se as suas respectivas temperaturas de deformação.

Por fim, também foi realizado tratamento isotérmico, na temperatura de 500 °C e, considerável fração volumétrica de martensita foi observada (fase marrom – Figura 77).

Figura 77 - Metalografia Teste 17: TA: 950 °C / TD: 950 °C (20 %) + 500 °C (20%) / Grau de Deformação (total): 40% / Taxa de Deformação: 0,1s⁻¹.



Fonte: Autor.

5.4.1.2 'Estimativa' da fração volumétrica final das fases

Tomando-se como base os dados da seção 5.3.4 (Tabela 19 e Figura 67) em associação com os resultados das análises metalográficas e as curvas de expansão (Figura 62) pode-se inferir de maneira indireta, mas com bastante exatidão, as fases e suas correspondentes frações volumétricas.

A Tabela 21 sumariza - para cada ensaio - as fases e suas respectivas frações volumétricas obtidas ao final do emprego das rotas termomecânicas.

Tabela 21 – 'Estimativa' da fração volumétrica final das fases em função dos ensaios com o sensor de correntes parasitas, análise metalográfica e difração de raios-X.

Teste	Bainita	Ferrita	Martensita	Austenita Retida
<i>Sem Deformação</i>				
TA: 1050°C_sem deformação	~86%	~3%		11,23 ± 0,43
<i>Deformação no Campo Austenítico</i>				
TA: 1050°C_TD: 1050°C / GD: 37% / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	~90% (LLUB)	~1%	traços	8,24 ± 0,30
TA: 1050°C_TD: 950°C / GD: 36% / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	~88% (GB)	~2%	traços	9,59 ± 0,40
TA: 1050°C_TD: 950°C / GD: 19% / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	-	-	-	5,13 ± 0,34
TA: 1050°C_TD: 950°C / GD: 32% / T. Def.: 0,07 s ⁻¹	~88%	~2%	-	9,36 ± 0,40
TA: 1050°C_TD: 850°C / GD: 35% / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	~80%	~15%	-	4,01 ± 0,21
<i>Dupla Deformação (Campos: Austenítico + Bainítico)</i>				
TA: 1050°C_TD: 950°C (20%) + 500°C (10%) / GD (total): 30% / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	~91%	~2%	traços	7,11 ± 0,50
TA: 1050°C_TD: 950°C (20%) + 420°C (5%) / GD (total): 25% / T. Def.: 0,02 s ⁻¹	~90%	~2%	traços	7,65 ± 0,26
<i>Tratamento isotérmico</i>				
TA: 1050°C (T: 500°C)	~95%	-	~3%	4,54 ± 0,54
TA: 1050°C (T: 420°C)	>85%	-	traços	14,14 ± 0,23

Fonte: Autor.

5.4.1.3 Electron Back-Scattered Diffraction - EBSD

A análise através da técnica de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) foi realizada nas amostras deformadas no campo austenítico (Teste 2 - Tabela 7), bainítico (Teste 9 – Tabela 7), além da amostra sem deformação (Teste 1 – Tabela 6).

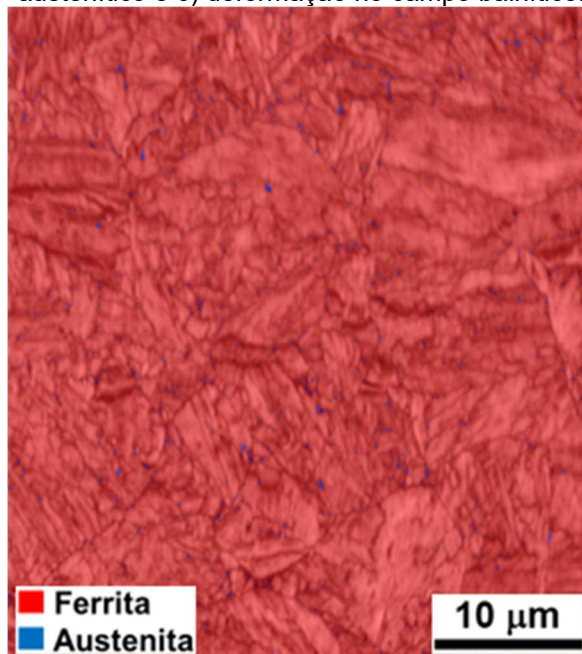
Nas Figuras abaixo são apresentados os mapas de fase e mapas de orientação cristalográfica.

5.4.1.3.1 Mapas de Fase

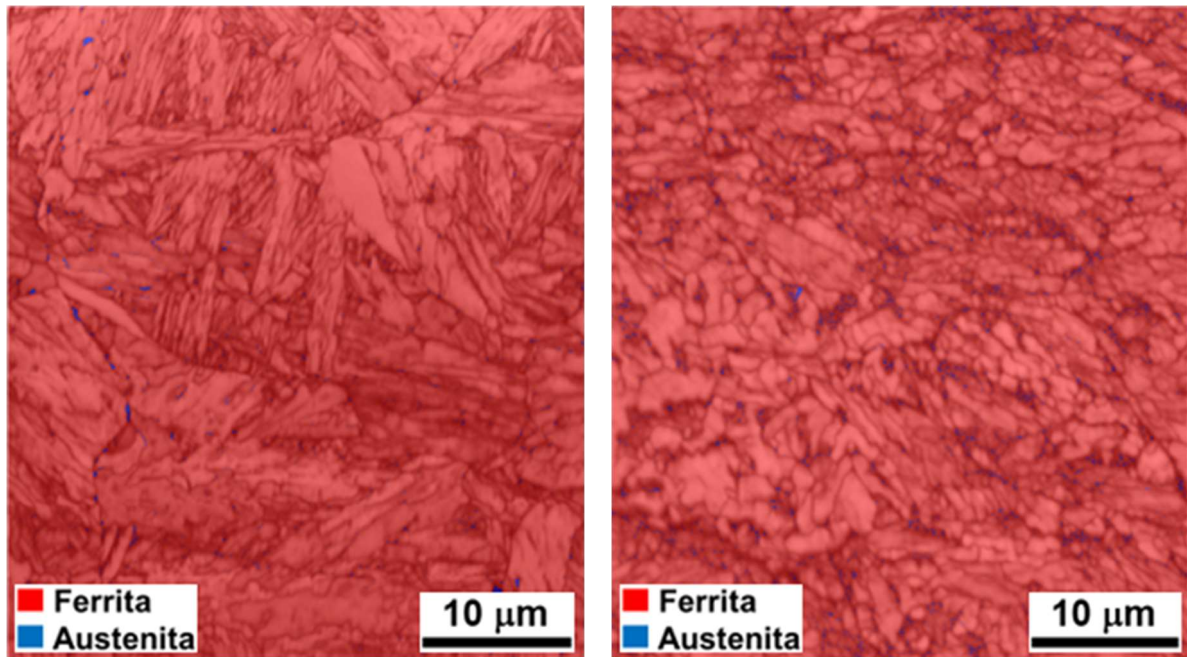
Através dos mapas de fase é possível inferir o teor da austenita retida. No entanto, em função do limite de resolução do equipamento EBSD, da área de análise muito pequena e da possível transformação da austenita retida para martensita durante a preparação metalográfica (durante o processo de lixamento) do corpo de prova, os resultados de austenita retida abaixo apresentados em função do mapa de fases são demasiadamente baixos. Assim, os valores de austenita retida seguramente são melhor interpretados através da análise dos ensaios de difração de raios-X, pois a profundidade de penetração dos raios-X é maior do que a dos elétrons e, portanto, menos suscetível aos efeitos de superfície.

A Figura 78 apresenta os mapas de fase para as amostras analisadas.

Figura 78 – Mapas de fase para as amostras a) sem deformação, b) deformação no campo austenítico e c) deformação no campo bainítico.



a) Amostra sem deformação.



b) Amostra com deformação no campo austenítico.

c) Amostra com deformação no campo bainítico.

Fonte: Autor.

No entanto, na Figura 78 a) na amostra *sem deformação* a austenita retida pode ser encontrada de forma uniforme, ou espalhada de forma mais homogênea ao longo da área analisada. Este fato não ocorre nas amostras deformadas, onde a austenita retida foi encontrada de forma bem mais localizada nos contornos de grão do material.

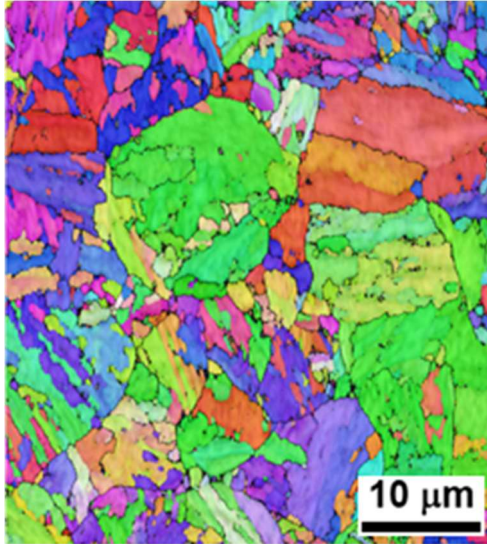
5.4.1.3.2 Mapas de Orientação Cristalográfica

Na Figura 79 são encontrados os mapas de orientação cristalográfica. Neste caso, os cálculos foram realizados de forma a selecionar somente os ângulos entre 8° e 57° do contorno do grão austenítico, excluindo-se os contornos *twins* (maclas) que estão localizados entre 58° e 62° . Além disso, é geralmente bem aceito que o número de contornos de grão afeta diretamente a resistência mecânica dos materiais e, conforme (ZAJAC, S.; KOMMANDA, J.; MORRIS, P.; DIERICKX, P.; MATERA, S.; PENALBA DIAZ, 2005), o tamanho equivalente médio do grão do material é melhor representado excluindo-se os contornos com desorientações abaixo de 8° , pois em ângulos muito pequenos a resolução da técnica está sendo aproximada.

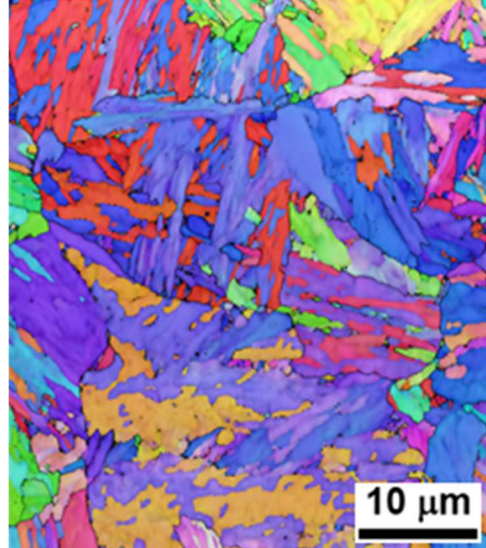
Assim, através dos mapas de orientação pode-se observar o efeito da deformação nos campos bainítico e austenítico na morfologia final do material. Deformações promovidas no campo austenítico (1050°C) tendem a apresentar uma morfologia acicular com orientação cristalográfica majoritariamente em $[111]$, deformações promovidas no campo bainítico apresentam orientação cristalográfica oscilando entre $[101]$ e $[111]$; entretanto, sem uma definição clara da morfologia final – fruto da transformação concomitante à deformação. Já a

análise da peça sem deformação indica orientação cristalográfica oscilando nas direções [001] e [101].

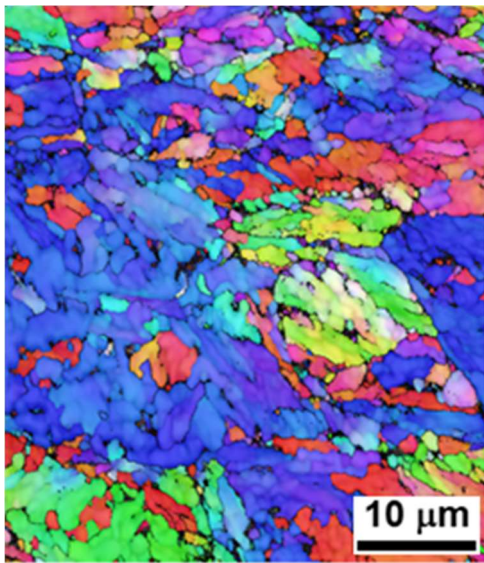
Figura 79 – Mapas de orientação cristalográfica para amostras a) sem deformação, b) deformação no campo austenítico e, c) deformação no campo bainítico.



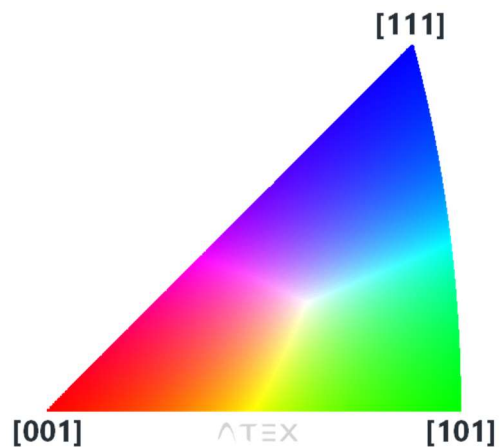
a) Amostra sem deformação.



b) Amostra com deformação no campo austenítico.



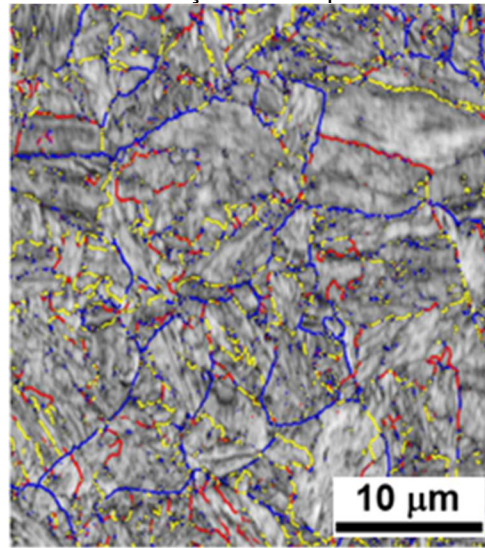
c) Amostra com deformação no campo bainítico.



Fonte: Autor.

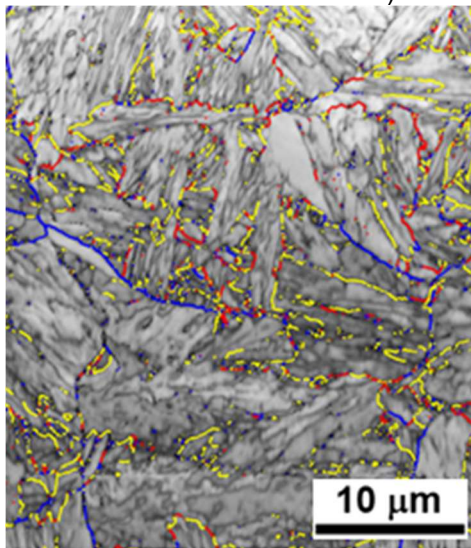
Por outro lado, uma interpretação acerca das frações relativas dos contornos de grão com desorientações para as distintas morfologias da bainita que foram geradas a partir das deformações nos campos austenítico e bainítico torna-se conveniente de ser realizada. Dessa forma, os mapas de orientação cristalográfica apresentados na Figura 80, foram construídos levando-se as condições acima apresentadas, bem como a seguinte classificação: baixo ângulo com desorientações na faixa de 8° - 20° (vermelho) e alto ângulo com desorientações na faixa de 20° - 50° (azul) e 50° - 57° (amarelo).

Figura 80 – Distribuição de contornos de grão formando ângulos entre $8^\circ - 20^\circ$ / $20^\circ - 50^\circ$ / $50^\circ - 57^\circ$. Em a) amostra sem deformação, b) amostra com deformação no campo austenítico e, c) amostra com deformação no campo bainítico.



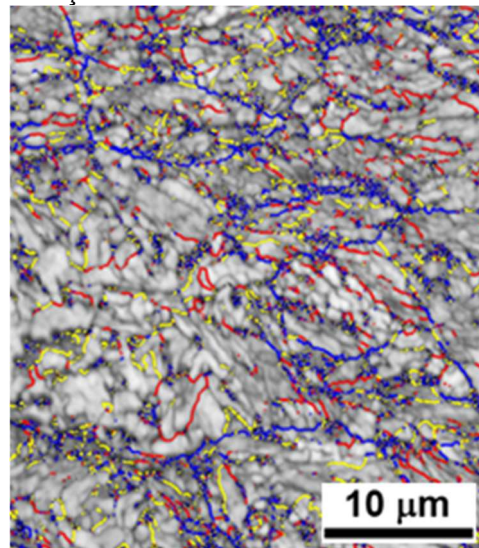
8° - 20° 20° - 50° 50° - 57°

a) Amostra sem deformação.



8° - 20° 20° - 50° 50° - 57°

b) Amostra com deformação no campo austenítico.



8° - 20° 20° - 50° 50° - 57°

c) Amostra com deformação no campo bainítico.

Fonte: Autor.

A Tabela 22 apresenta o percentual de contornos de grão para as condições acima descritas. No entanto, no intervalo compreendido entre 20° e 50° (cor azul) os valores são apresentados com um intervalo de 10° .

Tabela 22 - % de contornos de grão formando ângulos entre 8° - 20° / 20° - 50° / 50° - 57°.

	8° - 20°	20° - 30°	30° - 40°	40° - 50°	50° - 57°
Amostra sem deformação	17,3%	9,3%	16,4%	19%	38,1%
Deformação no campo austenítico	17,4%	5,4%	12,2%	11,8%	53,2%
Deformação no Campo bainítico	18,1%	10,6	20,5	20,9	29,9%

Fonte: Autor.

A análise da tabela acima sugere que a morfologia *lath like upper bainite* apresenta uma grande fração de contornos de grão de alto ângulo, situados entre 50° e 57°, em comparação à morfologia *bainita granular* que se encontra presente majoritariamente nas amostras sem deformação e deformadas no campo bainítico.

Os autores (ZAJAC; SCHWINN; TACKE, 2005) também comentam que na bainita granular (com ferrita irregular) a distribuição dos contornos de grão é mais aleatória com um pico largo em cerca de 45° e, além disso, a existência de subestruturas produz um pico menor abaixo de 20°; fato que também pode ser observado na Tabela 22. No entanto, as amostras que os autores caracterizaram não foram deformadas e, além disso, havia a intenção de gerar uma microestrutura 'ideal' para a caracterização.

5.4.1.4 Dureza

A Tabela 23 apresenta os resultados das medições de dureza, em HV 1, realizados nas amostras após a realização dos ensaios descritos na Tabela 7.

Percebe-se que não há uma variação significativa na dureza final das amostras. No entanto, a dureza superior da amostra deformada em 500 °C - após o tratamento isotérmico - reforça ainda mais a transformação martensítica durante o resfriamento, logo abaixo da temperatura de 500 °C. Além disso, a formação da fase ferrítica pró-eutetóide em deformações na região inferior do campo austenítico, certamente teve um efeito deletério na dureza final ocasionando, inclusive, uma certa heterogeneidade na dureza final da amostra - fato que prejudicial à tenacidade do material.

Tabela 23 – Resultado das medições de dureza das amostras após ensaios de compressão na Gleeble®.

Teste	TA (°C)	tA (min)	TD (°C)	Graus de Deformação (%)	Taxa de Deformação (s ⁻¹)	Resfriamento (°C/s)	HV 1
Deformação no Campo Austenítico							
1	1050	5	1050	20	0,1	2	-
2				40	0,1	2	382±9
3	950	5	950	20	0,1	2	-
4				40	0,1	2	388±13
5	950	5	950	40	0,01	2	380±8
6	950	5	850	20	0,1	2	-
7				40	0,1	2	377±11
Deformação no Campo Bainítico							
8	950	5	500	20	0,1	2	-
9				40	0,1	2	391±6
10	950	5	420	20	0,1	2	371±3
11				40	0,1	2	-
Dupla Deformação (Campos Austenítico + Bainítico)							
12	950	5	950	20	0,1	2	384±4
			850	20	0,1	2	
13	950	5	950	20	0,1	2	391±10
			500	20	0,1	2	
14	950	5	950	20	0,1	2	375±7
			420	20	0,1	2	
Tratamento Isotérmico							
15	950	5	500	40	-	Livre	428±8

Fonte: Autor.

5.4.2 Ensaio de Compressão (*Prensa Hidráulica EKA*)

Nesta etapa, foram realizados ensaios de forjamento em escala laboratorial. Tendo-se em vista a similaridade do ensaio de compressão com o processo de forjamento, foram realizados ensaios laboratoriais com corpos de prova de dimensões maiores (Altura: 35 mm x Diâmetro: 25,4 mm), conforme a Figura 48.

Neste caso, para as compressões, foram utilizados os dois materiais, DIN 20MnCr5 e 18MnCrSiMo6-4. Para os dois materiais citados, a variação da temperatura e a força necessária para realizar as deformações nos *billets* correspondentes aos dois materiais foi idêntica.

5.4.2.1 Análise das perdas térmicas no *billet*

A análise das perdas térmicas durante o processo de forjamento é fundamental para determinar a estratégia, ou rota de processamento termomecânico a ser aplicada à peça a ser produzida. Dessa forma, pode-se prever a microestrutura final do componente com uma boa estimativa do percentual de fases presentes.

Assim, nesta seção, objetivou-se quantificar as perdas térmicas simulando a rota de processamento representada pela Figura 45, entre: (i) forno e prensa, (ii) durante o forjamento e, (iii) após o forjamento – em função do meio de resfriamento.

Entre forno e prensa:

As perdas térmicas que ocorrem no corpo de prova após ele sair do forno de aquecimento e chegar até a prensa são, essencialmente, por radiação e por condução (durante o tempo que fica em contato com a tenaz). A temperatura inicial do *billet* foi de 950 °C.

Para determinar a perda térmica no corpo de prova fez-se o uso de termopares do tipo K e, também, de uma termocâmara Fluke, modelo TI400.

Dessa forma, chegou-se aos seguintes valores:

Tabela 24 – Valores de temperatura medidos entre forno e prensa.

Termopar (K)	Termocâmara Fluke TI400
853 ± 3 °C	855 ± 4 °C

Fonte: Autor.

Adotou-se, à título de simplificação, o valor de 855 °C - valor de temperatura que será utilizado nos cálculos seguintes. Este valor de temperatura representa o instante no qual o *billet* entra em contato com a matriz inferior de forjamento.

Durante o forjamento:

Nesta etapa do forjamento, há uma maior perda de calor por condução em comparação à etapa anterior. Esta perda de calor também será maior tanto quanto maior for a redução de altura aplicada ao *billet*, pois maior será o tempo de contato deste com as matrizes da prensa.

Neste caso em particular, não foi possível a medição das perdas térmicas no *billet* mediante o uso de termopares – pois eles rompem durante a deformação; assim, somente utilizou-se a termocâmara Fluke TI400. No entanto, as matrizes (superior e inferior) foram instrumentadas com termopares.

Dessa forma, em função das medições da etapa anterior temos, para as reduções de 20%, 40%, e 60%:

– *Redução de 20%*

Perda térmica: $855\text{ °C} - 793\text{ °C}$ (temperatura final do forjamento) = 62 °C (ΔT)

– *Redução de 40%*

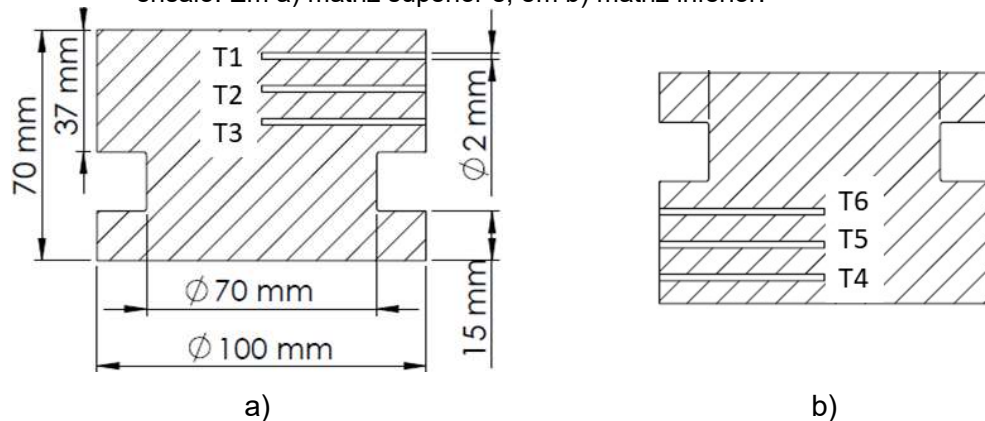
Perda térmica: $855\text{ °C} - 764\text{ °C}$ (temperatura final do forjamento) = 91 °C (ΔT)

– *Redução de 60%*

Perda térmica: $855\text{ °C} - 738\text{ °C}$ (temperatura final do forjamento) = 117 °C (ΔT)

A Tabela 25 apresenta os valores máximos de temperatura na matriz superior e inferior, conforme a identificação dos termopares da Figura 81 e em função da redução empregada – 20 %, 40 % e 60 %.

Figura 81 – Disposição e identificação dos termopares e das dimensões da matriz utilizadas no ensaio. Em a) matriz superior e, em b) matriz inferior.



Fonte: Autor.

Os ensaios para a determinação das perdas térmicas foram realizados com as matrizes da prensa na temperatura ambiente; fato proposital, a fim de determinar a máxima perda térmica no *billet*.

Tabela 25 – Temperaturas finais na matriz superior e inferior obtidas no forjamento do *billet*, em função da redução de altura empregada.

		20%	40%	60%
Termopar 1		135 °C	140 °C	196 °C
Termopar 2	Matriz Inferior	48 °C	56 °C	90 °C
Termopar 3		23 °C	32 °C	45 °C
Termopar 4		49 °C	70 °C	94 °C
Termopar 5	Matriz Superior	29 °C	34 °C	58 °C
Termopar 6		21 °C	31 °C	38 °C

Fonte: Autor.

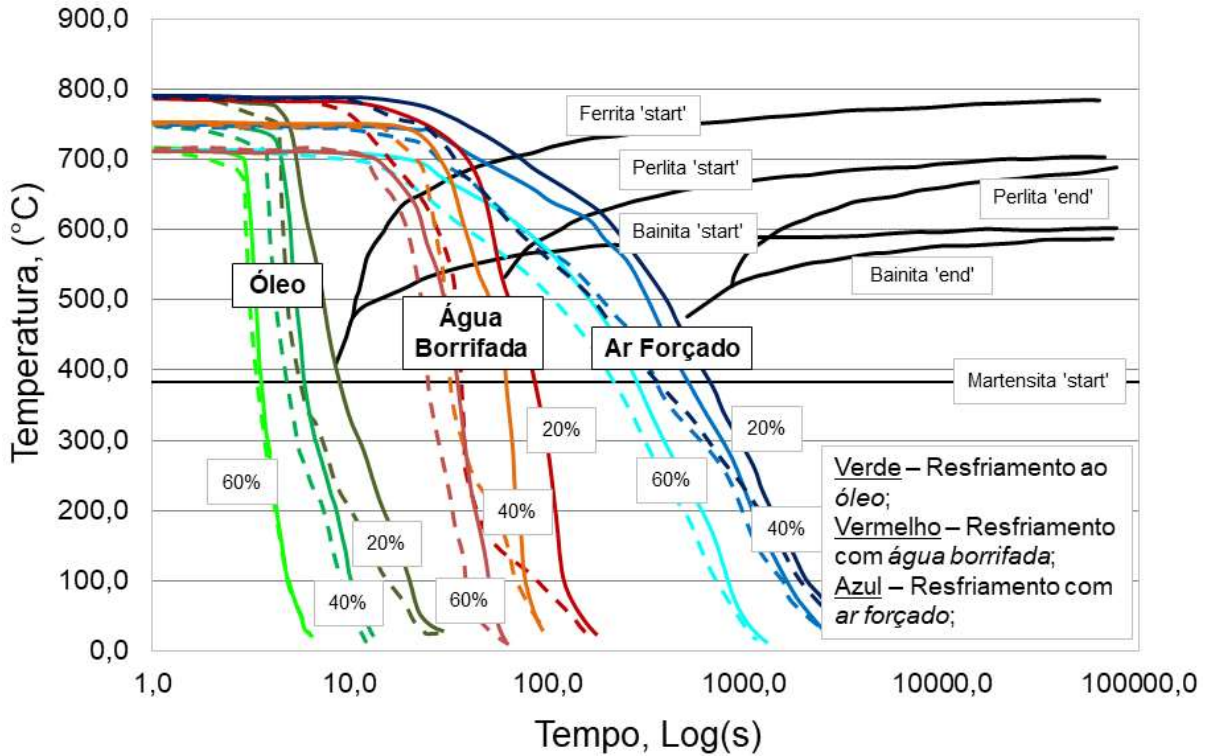
Após o forjamento:

Após o forjamento das geometrias cilíndricas, as curvas de resfriamento das peças forjadas foram tomadas em função do meio de resfriamento empregado, descrito no procedimento experimental, e são apresentadas na Figura 82.

Assim, conforme pode ser visualizado na Figura 82, foi possível obter mediante o resfriamento (i) em óleo: taxas de resfriamento compreendidas entre 5,5 e 7,3 °C/s, (ii) em água borrifada: taxas de resfriamento compreendidas entre 4,9 e 5,3 °C/s e, (iii) em ar forçado: taxas de resfriamento compreendidas entre 1,20 e 1,5 °C/s.

Todas as taxas de resfriamento foram calculadas considerando-se a temperatura final de 100 °C e os termopares posicionados nas regiões *superficial* e *central* do corpo de prova, conforme a Figura 47.

Figura 82 – Perdas térmicas no *billet* (superfície e centro) decorrentes do resfriamento após o forjamento com reduções de altura de 20%, 40% e 60%.



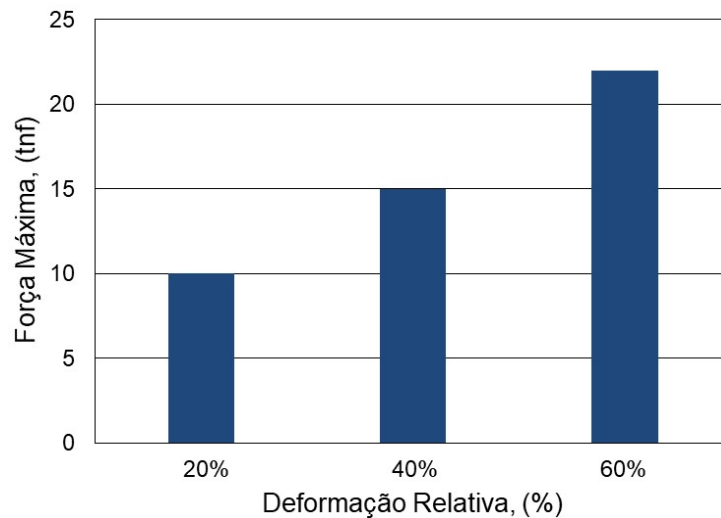
*Linha contínua: termopar na superfície / Linha pontilhada: termopar no centro.

Fonte: Autor.

5.4.2.2 Força de conformação e caracterização da região plástica

A Figura 83 apresenta os resultados das forças necessárias para conferir ao *billet* (diâmetro: 25,4 mm x altura: 35 mm) as reduções de 20%, 40% e 60%, em estudo. Estes ensaios foram realizados à quente, de acordo com os dados de temperatura acima apresentados.

Figura 83 - Forças necessárias para realizar as reduções de 20%, 40% e 60%.



Fonte: Autor.

Por outro lado, também é importante caracterizar a região plástica da curva tensão-deformação para a obtenção de valores de força em reduções intermediárias às realizadas.

Assim, foi realizada a caracterização da região plástica para o ensaio de compressão com deformação de até 60 %. Neste caso, seguiu-se o ajuste correspondente à equação de Ludwig-Hollomon, $K_f = C\varphi^n$; sendo (i) K_f a tensão de escoamento, (ii) n o coeficiente de encruamento, (iii) φ a deformação e, (iv) C é o coeficiente de resistência.

Tabela 26 – Dados relativos à tensão de escoamento $K_f=C\varphi^n$ onde, n é o coeficiente de encruamento, φ é a deformação e C é o coeficiente de resistência.

Deformação (até 60%)	K_f	C	n
	120	215	0,1847

Fonte: Autor.

Pode-se perceber que a força necessária (região plástica) para realizar o forjamento com deformações inferiores a 60 % pode ser determinada através dos dados da Tabela 26.

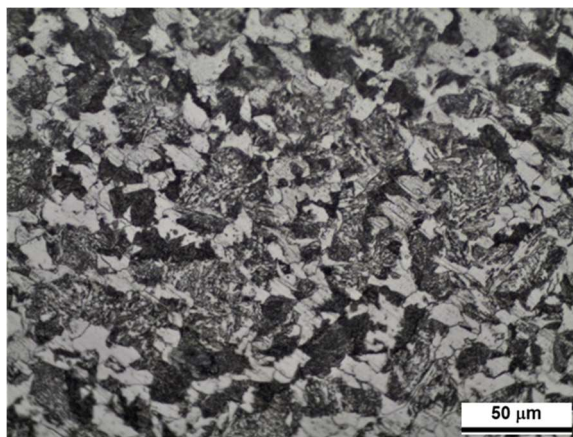
5.4.3 Análise Metalográfica do aço DIN 20MnCr5 (peças forjadas)

Abaixo, são apresentadas as metalografias realizadas nas diferentes condições de processamento do aço DIN 20MnCr5. Estas imagens correspondem ao ataque químico realizado com o reagente Nital que revela a ferrita e a austenita retida (regiões claras), da bainita, perlita e martensita (regiões mais escuras).

Microestrutura original

Observa-se, na Figura 84, uma microestrutura constituída por ferrita (região clara) e perlita (região escura), e que é característica para do aço baixa liga DIN 20MnCr5.

Figura 84 – Microestrutura da amostra *como recebida*. Magnificação: 500X. Reagente Nital 3%.



Fonte: Autor.

Resfriamento com óleo

Redução de 20 %

Na Figura 85 a), observa-se uma microestrutura constituída por ripas de martensita – morfologia característica de aços com baixos teores de carbono. Estas ‘ripas’, agrupam-se, de maneira a formar os chamados *pacotes* de martensita.

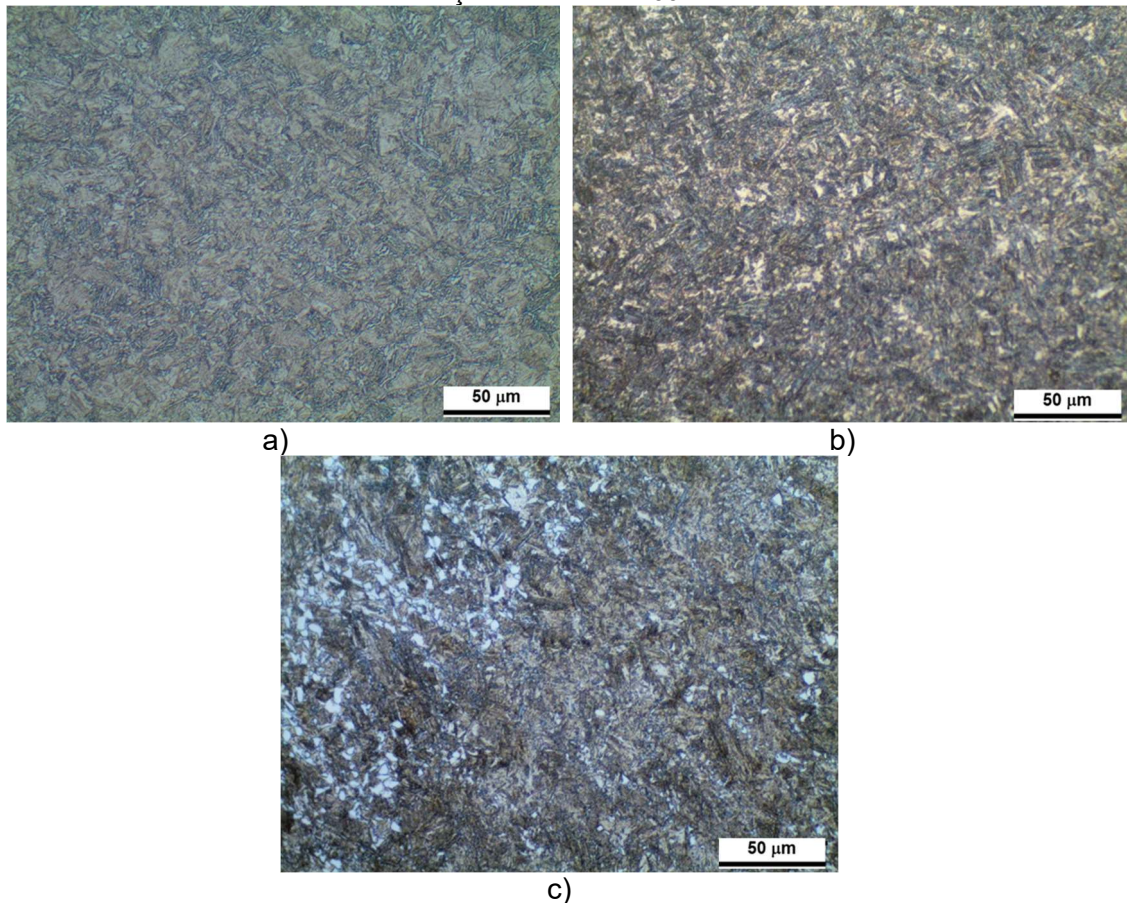
Redução de 40 %

Na Figura 85 b), também se observa uma microestrutura constituída por ripas de martensita. No entanto, formando ‘pacotes’ menores.

Redução de 60 %

Neste caso, não houve a identificação de pacotes, nem tampouco, das ripas de martensita. Por outro lado, na Figura 85 c), foi revelada uma quantidade significativa de fase clara – que pode identificada como ferrita e/ou austenita retida (pequenos glóbulos brancos) e que necessitam de outros ataques químicos (tríplice ataque) para a sua correta identificação.

Figura 85 – Microestrutura das amostras *temperadas em óleo*. Magnificação: 500X. Reagente: Nital, 3%. Em (a) redução na altura de 20 %, (b) redução na altura de 40 % e, (c) redução na altura de 60 %.



Fonte: Autor.

Resfriamento com água borrifada

Nas Figuras 86 a), b) e c), percebe-se claramente a formação da ferrita (regiões brancas). Existe a formação de fases escuras que somente são identificadas mediante ataque químico preferencial, mas que certamente constituem-se de um misto entre bainita e perlita. No entanto, a identificação correta das frações de fases correspondentes exige o uso de técnicas mais avançadas de monitoramento *in-situ*, nos quais é possível distinguir a ferrita contida na bainita da ferrita contida na perlita. Neste trabalho, para o aço DIN20MnCr5, objetivou-se apenas realizar uma análise qualitativa das fases.

Redução de 20 %

Frações volumétricas similares de ferrita pró-eutetóide (branca), martensita (marrom) e perlita/bainita (preta).

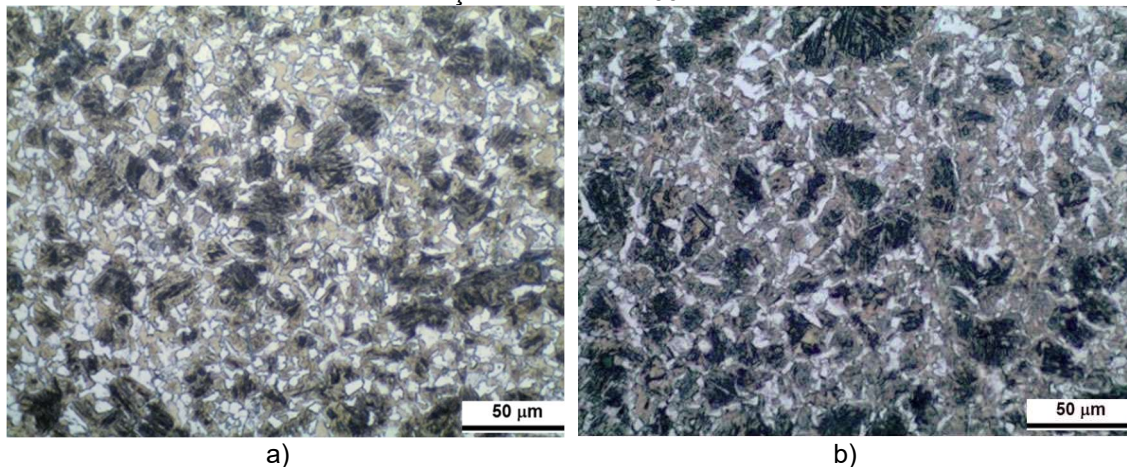
Redução de 40 %

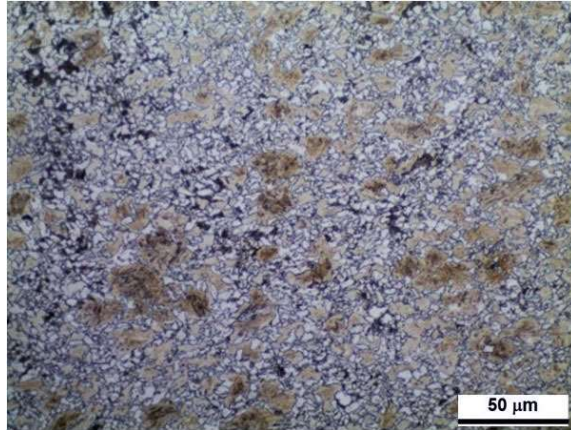
Frações volumétricas similares de ferrita pró-eutetóide (branca) e perlita/bainita (preta). No entanto, a análise de várias microestruturas desta condição demonstrou uma menor fração volumétrica de martensítica (marrom) na comparação com a condição anterior.

Redução de 60 %

Percebe-se que nesta condição há um maior refino microestrutural e uma maior fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide em relação à martensita e perlita/bainita na comparação com as condições anteriores (reduções de 20 % e 40 %).

Figura 86 -- Microestrutura das amostras resfriadas em *água borrifada*. Magnificação: 500X. Reagente: Nital, 3 %. Em (a) redução na altura de 20 %, (b) redução na altura de 40 % e, (c) redução na altura de 60 %.





c)

Fonte: Autor.

Resfriamento com ar forçado

Nas amostras resfriadas ao ar, Figuras 87 a), b) e c) observa-se uma maior fração volumétrica da ferrita em relação às amostras resfriadas com água borrifada. A fase escura é difícil de ser identificada sem ataque preferencial; no entanto, parece haver uma grande quantidade, em volume, de perlita.

Redução de 20 %

Neste caso, a microestrutura final constitui-se de ferrita pró-eutetóide e perlita.

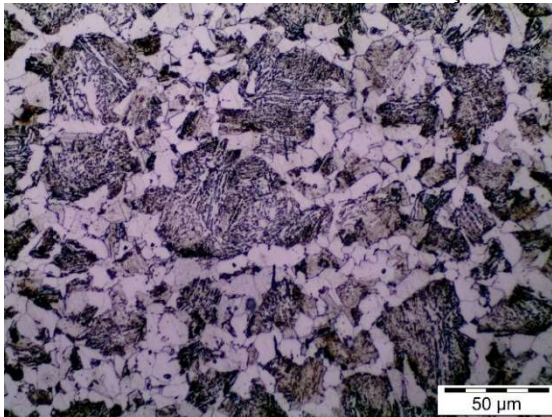
Redução de 40 %

Identicamente, à amostra acima a microestrutura final é constituída por ferrita pró-eutetóide e perlita; sendo que, a microestrutura final apresenta um maior refinamento.

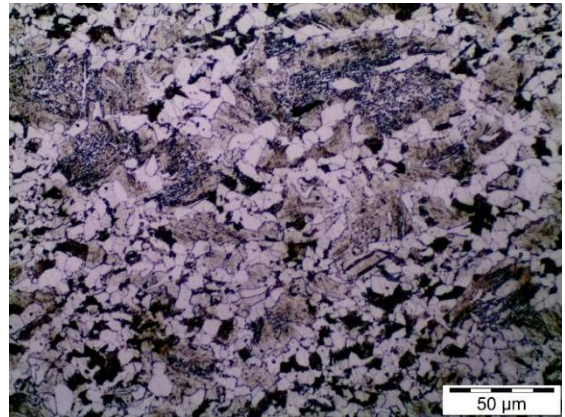
Redução de 60 %

De maneira semelhante aos casos anteriores, esta condição de ensaio apresenta os mesmos constituintes na microestrutura final - porém, numa condição mais refinada devido ao superior grau de deformação.

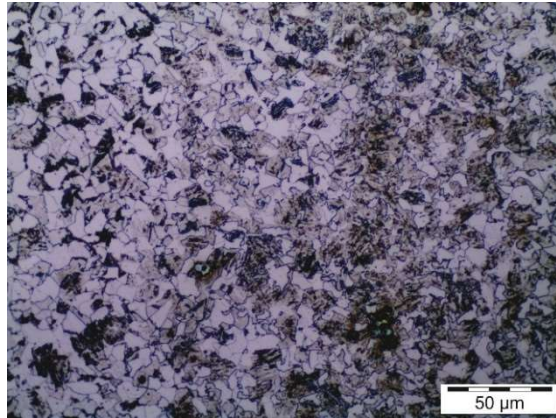
Figura 87 - Microestrutura das amostras resfriadas com *ar forçado*. Magnificação: 500X. Reagente: Nital, 3%. Em (a) redução na altura de 20 %, (b) redução na altura de 40 % e, (c) redução na altura de 60 %.



a)



b)



c)

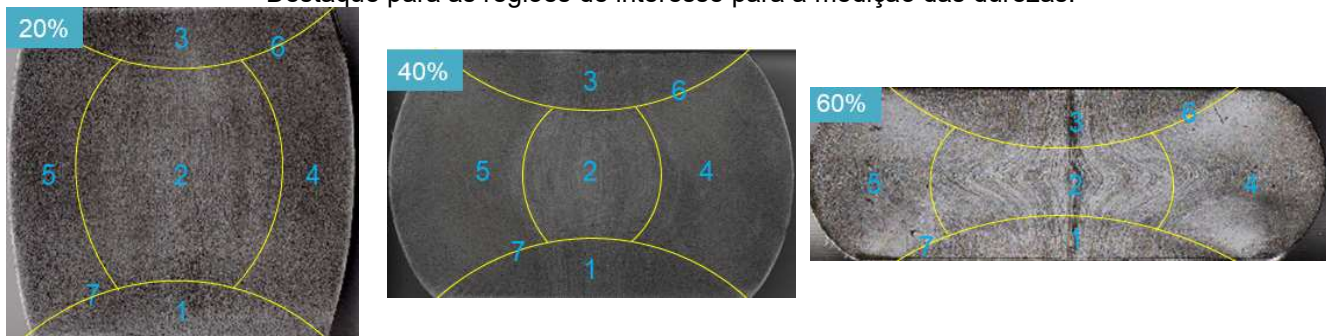
Fonte: Autor.

5.4.3.1 Dureza

A amostra 'como recebida' apresentou uma dureza de $290 \pm 8,5$ HV 1.

A seguir, são apresentados os resultados das microdurezas obtidas conforme o 'esquema' de medição apresentado pela Figura 88.

Figura 88 – *Billet* reduzido em 20 %, 40 % e 60 % seccionado ao meio na direção longitudinal. Destaque para as regiões de interesse para a medição das durezas.



Fonte: Autor.

A Tabela 27 apresenta os valores das medidas de dureza das amostras com redução na altura de 20 %.

Tabela 27 - Medidas de dureza nas regiões em destaque na Figura 88 - amostras com redução de altura de 20 %.

	Óleo	Água Borrifada	Ar Forçado
Região 1	$421,36 \pm 5,6$	$374,25 \pm 13,1$	$279,23 \pm 5,1$
Região 2	$423,19 \pm 6,8$	$381,45 \pm 5,8$	$263,83 \pm 9,3$
Região 3	$433,91 \pm 7,4$	$413,56 \pm 7,9$	$289,22 \pm 8,7$
Região 4	$445,39 \pm 8,9$	$429,7 \pm 5,5$	$292,48 \pm 7,8$
Região 5	$444,01 \pm 6,8$	$421,32 \pm 10,1$	$285,08 \pm 5,9$
Região 6	$432,05 \pm 7,2$	$398,56 \pm 12$	$289,03 \pm 6,5$
Região 7	$432,75 \pm 5,2$	$436,78 \pm 3,9$	$302 \pm 4,9$

Fonte: Autor.

A Tabela 28 apresenta os valores das medidas de dureza das amostras com redução na altura de 40 %.

Tabela 28 - Medidas de dureza nas regiões em destaque na Figura 88 - amostras com redução de altura de 40 %.

	Óleo	Água Borrifada	Ar Forçado
Região 1	423,46 ± 6,6	386,274 ± 11,3	281,75 ± 8,1
Região 2	433,31 ± 5,8	384,06 ± 5,9	266,148 ± 9,3
Região 3	442,98 ± 7,2	418,616 ± 6,8	293,252 ± 12
Região 4	465,26 ± 8,4	438,498 ± 9,4	297,498 ± 9,5
Região 5	464,33 ± 7,8	427,652 ± 9,1	289,068 ± 8,3
Região 6	432,02 ± 9,2	400,01 ± 8,6	292 ± 6,5
Região 7	439,55 ± 10,6	417,784 ± 7,3	305 ± 7,6

Fonte: Autor.

A Tabela 29 apresenta os valores das medidas de dureza das amostras com redução na altura de 60 %.

Tabela 29 - Medidas de dureza nas regiões em destaque na Figura 88 - amostras com redução de altura de 60 %.

	Óleo	Água Borrifada	Ar Forçado
Região 1	464,39 ± 3,4	382 ± 6,9	309,90 ± 5,7
Região 2	425,17 ± 6,2	345 ± 5,7	261,15 ± 4,9
Região 3	444,08 ± 2,2	371 ± 8,9	297,18 ± 9,4
Região 4	442,57 ± 3,7	420 ± 13,8	294,87 ± 6,1
Região 5	469,86 ± 5,7	433 ± 12,6	283,11 ± 4,6
Região 6	552,15 ± 3,9	475 ± 8,4	317 ± 15,6
Região 7	550,18 ± 4,6	482 ± 9,5	325 ± 8,3

Fonte: Autor.

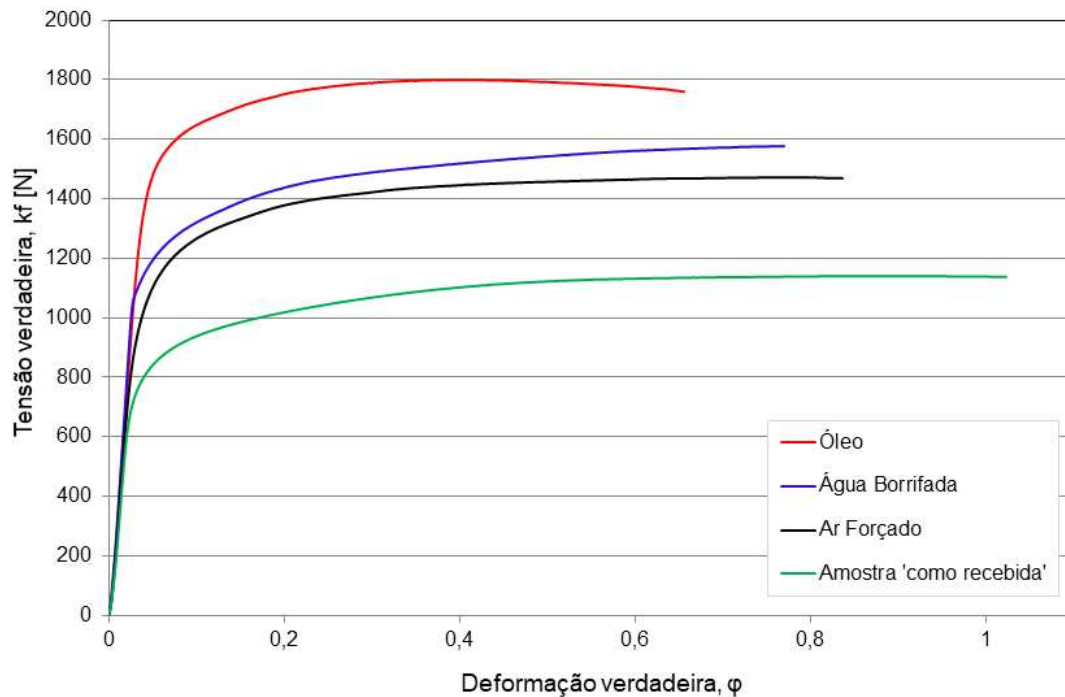
Em todos os casos acima, fica evidente a maior dureza das amostras temperadas em *óleo*, seguida das amostras resfriadas com *água borrifada* e, por último, a menor dureza das amostras resfriadas ao *ar*.

5.4.3.2 Curvas tensão-deformação à frio do aço DIN 20MnCr5

A fim de determinar a curva tensão-deformação foram conduzidos ensaios de compressão a frio para as condições de resfriamento estudadas - óleo, ar forçado e água borrifada. Neste caso, as amostras seguiram a rota correspondente à *Etapa B* (Figura 44); entretanto, *não foram deformadas*, a fim de ser possível a posterior confecção dos corpos de prova. Objetivou-se apenas obter a mesma microestrutura – por isso, são apenas três corpos de prova, um para cada condição de resfriamento.

Na Figura 89, são apresentados os resultados dos ensaios de compressão realizados.

Figura 89 - Curvas Tensão-Deformação para as condições analisadas.



Fonte: Autor.

A Tabela 30 apresenta as principais propriedades mecânicas extraídas de cada uma das condições em estudo, após os ensaios.

Tabela 30 - Valores médios de σ_e , σ_{LR} e *limite de deformação* para os tempos e temperaturas em estudo.

Condição das amostras	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Limite de deformação
Óleo	1300 ± 20	1800 ± 16,3	0,65
Água Borrifada	1090 ± 12	1574 ± 8,6	0,77
Ar forçado	840 ± 7,4	1473 ± 5,2	0,83
'Como recebida'	675 ± 5,2	1139 ± 8,7	>1

Fonte: Autor.

Na Tabela 31, são apresentados os resultados obtidos de cada curva de escoamento, segundo a equação de Ludwig-Hollomon.

Tabela 31 - Dados relativos à tensão de escoamento: $K_f = C\varphi^n$ onde, "n" é o coeficiente de encruamento, "φ" é a deformação e, "C" o coeficiente de resistência.

	C	n	R ²
Óleo	2055,3	0,1069	0,8999
Água Borrifada	1669,5	0,1083	0,9691
Ar forçado	1620	0,1292	0,8802
'Como recebida'	1216,1	0,1259	0,9506

Fonte: Autor.

5.4.4 Análise metalográfica do aço 18MnCrSiMo6-4 (peças forjadas)

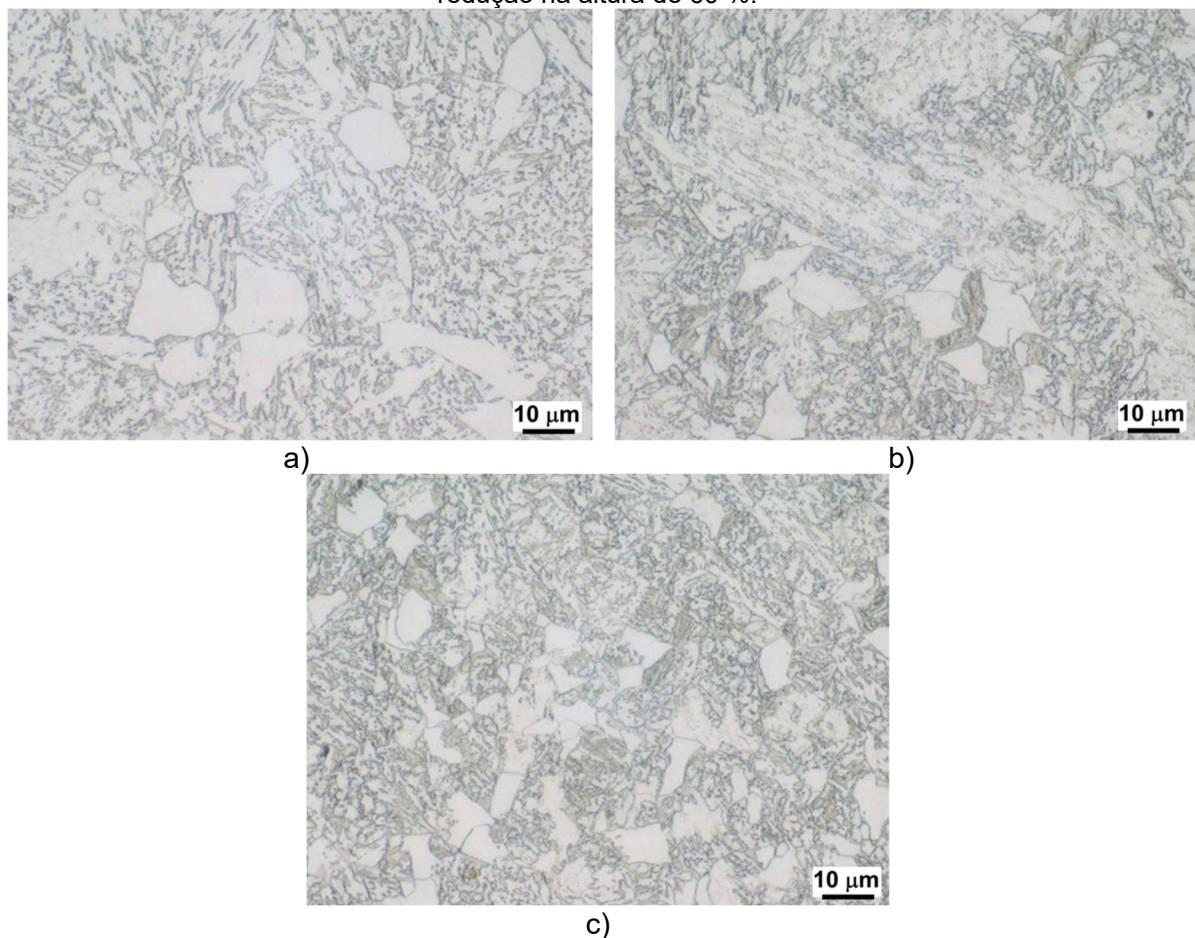
Conforme citado anteriormente, o aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 foi resfriado em dois meios distintos: *ar* e *ar controlado*. Dado o seu grau de temperabilidade, não faz sentido o uso de meios mais severos de resfriamento e, sim, distintas temperaturas. Neste caso, foram

realizados forjamentos nas temperaturas de 1200 °C e 950 °C e o subsequente resfriamento em *ar* e *ar controlado*.

As Figuras 90 e 91 apresentam os efeitos das deformações promovidas na temperatura de 1200 °C.

Na Figura 90, é possível ver os resultados das microestruturas obtidas para a condição de resfriamento ao *ar*.

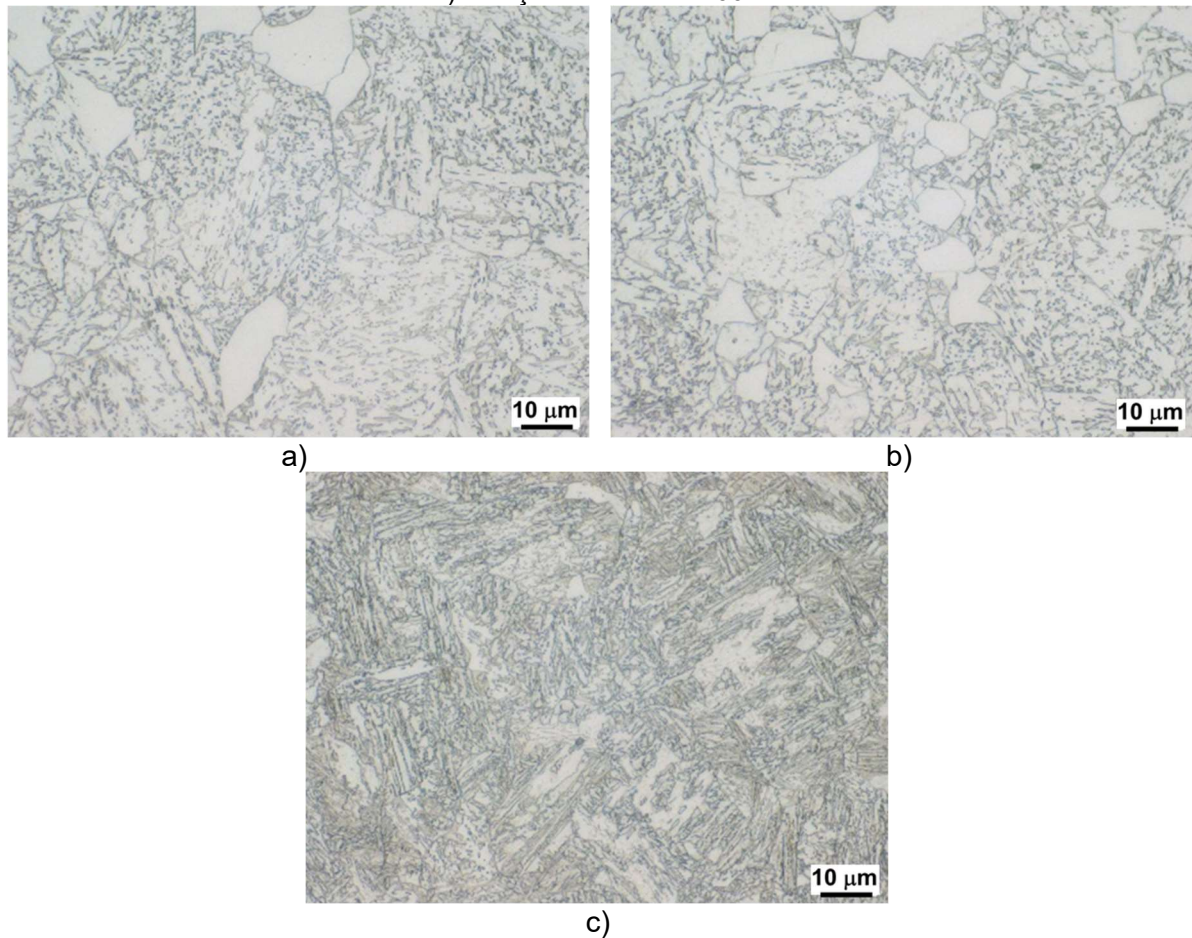
Figura 90 – Forjamento do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 na temperatura de 1200 °C e condição de resfriamento ao *ar*. Em a) redução na altura de 20 %, em b) redução na altura de 40 %, e c) redução na altura de 60 %.



Fonte: Autor.

Na Figura 91, é possível ver os resultados das microestruturas obtidas para a condição de resfriamento ao *ar controlado*.

Figura 91 - Forjamento do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 na temperatura de 1200 °C e condição de resfriamento em *ar controlado*. Em a) redução na altura de 20 %, em b) redução na altura de 40 %, e c) redução na altura de 60 %.



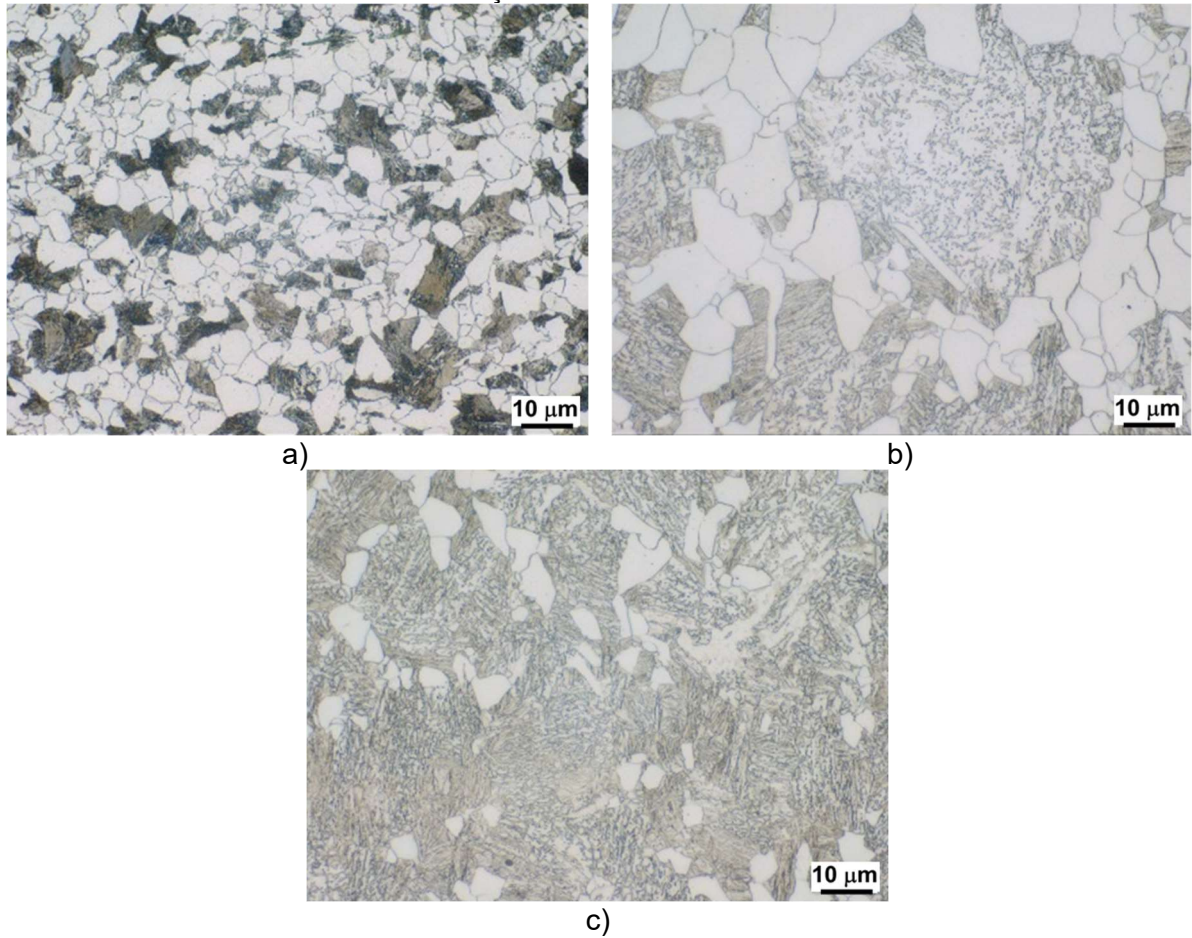
Fonte: Autor.

Observando-se as imagens das Figuras 92 e 93, percebe-se que não há uma alteração significativa das fases formadas (ferrita pró-eutetóide e bainita – majoritariamente bainita granular) e, sim, um maior refino microestrutural devido ao maior grau de deformação.

As Figuras 92 e 93 apresentam os efeitos das deformações promovidas na temperatura de 950°C.

Na Figura 92, é possível ver os resultados das microestruturas obtidas para a condição de resfriamento ao *ar*.

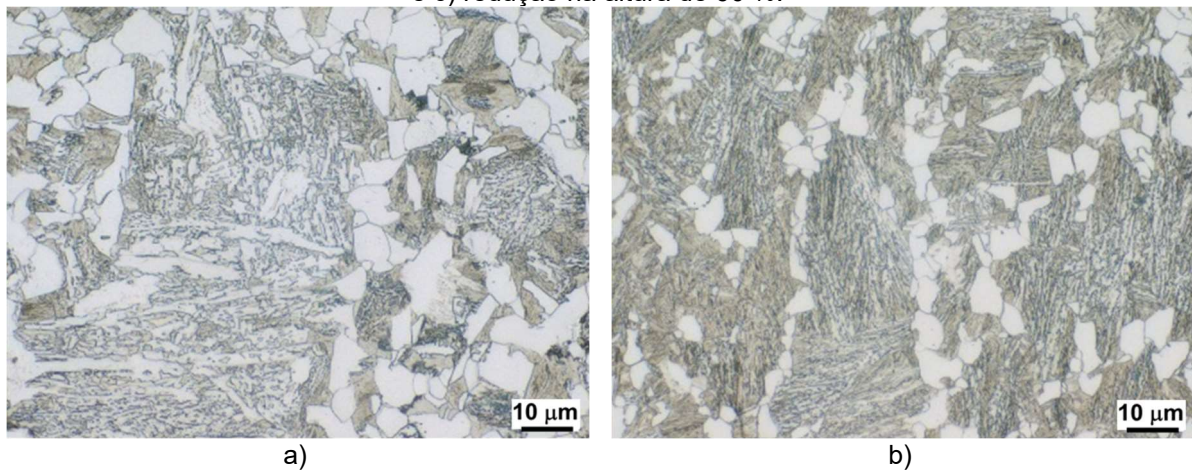
Figura 92 – Forjamento do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 na temperatura de 950 °C e condição de resfriamento ao *ar*. Em a) redução na altura de 20 %, em b) redução na altura de 40 %, e c) redução na altura de 60 %.

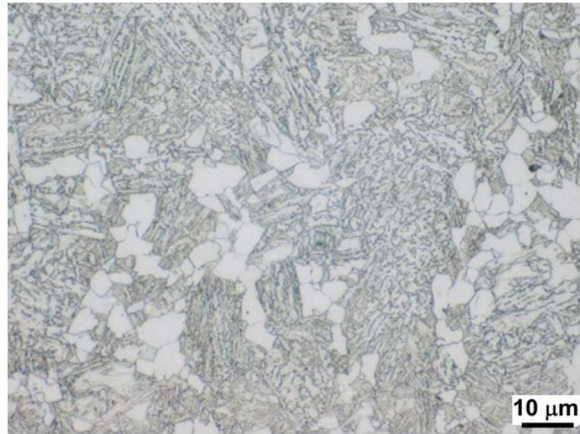


Fonte: Autor.

Na Figura 93, é possível ver os resultados das microestruturas obtidas para a condição de resfriamento em *ar controlado*.

Figura 93 - Forjamento do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4 na temperatura de 950 °C e condição de resfriamento em *ar controlado*. Em a) redução na altura de 20 %, em b) redução na altura de 40 %, e c) redução na altura de 60 %.





c)

Fonte: Autor.

Na análise das Figuras 92 e 93 fica evidente que deformações promovidas em temperaturas mais baixas, como a de 950 °C, favorecem a geração de uma grande fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide no aço bainítico 18MnCrSiMo6-4. Além disso, o incremento em volume desta fase é maior no resfriamento ao *ar*, como já era esperado. Ilhas isoladas de bainita granular também podem ser observadas, além de certa quantidade de martensita (fase marrom escura). Este teor de martensita, torna a dureza da amostra bastante heterogênea e, apesar de uma grande fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide, mantém a dureza média equiparada à dureza de uma amostra que contém a bainita, majoritariamente.

5.4.4.1 Dureza

A Tabela 32 apresenta as durezas das amostras correspondentes às Figuras 90 - 93.

Tabela 32 – Durezas finais obtidas após o forjamento no campo austenítico do aço 18MnCrSiMo6-4.

	20 %	40 %	60 %
1200 °C / Ar	338±28	332±32	341±17
1200 °C / Ar controlado	341±23	341±31,7	357±27
950 °C / Ar	195±3,72	332±18	336±27
950 °C / Ar controlado	278±17	367±24	354±25

Fonte: Autor.

A análise da Tabela 32 revela um efeito do grau de deformação sobre a dureza. No entanto, o meio de resfriamento apresenta um efeito bem mais significativo; além disso, é possível observar o efeito deletério que a ferrita pró-eutetóide apresenta na dureza.

6 DISCUSSÕES

Neste capítulo serão discutidas as causas e prováveis razões dos efeitos metalúrgicos em curso - durante os experimentos *in-situ* - e, também, os resultados obtidos em temperatura ambiente, como propriedades mecânicas e microestruturais.

6.1 Efeito do grau de deformação (0 %, 20 % e 40 %) na evolução das transformações de fase e microestrutura final

Nesta seção, será dado destaque (i) à influência do grau de deformação nas temperaturas de início e fim das transformações, (ii) à temperatura até a qual se dá a máxima taxa de transformação e, (iii) às fases e suas morfologias finais.

Inicialmente, destacam-se novamente as peculiaridades referentes aos ensaios empregados; assim, enquanto o sensor de correntes parasitas detecta alterações microestruturais o equipamento *laser* detecta alterações volumétricas no corpo de prova. Desta maneira, é coerente que as temperaturas iniciais e finais de transformação das fases obtidas via sensor de correntes parasitas sejam superiores e inferiores, respectivamente, quando comparadas às obtidas via equipamento *laser*. Entretanto, para efeitos de discussão, foram consideradas as medidas obtidas através do sensor de correntes parasitas.

Analisando-se a Figura 63 e a Tabela 15, percebe-se que o aumento do grau de deformação implica em uma maior extensão das transformações de fase. Ou seja, as reações iniciam-se antes e terminam depois de uma maneira diretamente proporcional ao grau de deformação empregado. Dessa maneira, a deformação plástica da austenita acelerou a transformação bainítica devido à geração de 'defeitos' / discordâncias que aumentaram a velocidade de nucleação, reduzindo o tempo de incubação.

Nos últimos anos, alguns estudos acerca dos efeitos da deformação da prévia austenita têm sido reportados. Entretanto, os trabalhos citados a seguir abordam o tema com mais clareza. No trabalho desenvolvido por (C. Y. HUANG, J. R. YANG, 1993) uma alta fração volumétrica de bainita foi obtida em uma operação de laminação controlada e resfriamento acelerado em um aço baixo C e contendo elementos microligantes, como o Nb e B, que promoveram a transformação bainítica. Foi observado que a deformação prévia da austenita aumentou significativamente a transformação bainítica durante o resfriamento contínuo subsequente. Além disso, na mesma taxa de resfriamento, o corpo de prova com deformação prévia teve uma temperatura de início de transformação da bainita (*B_s*) mais alta do que o corpo de prova sem a deformação prévia, fato que também foi observado durante o desenvolvimento desta tese e evidenciado na Tabela 15.

Outro fato observado pelos autores acima diz respeito à morfologia da bainita relacionada à distintas taxas de resfriamento empregadas. Assim, os autores propuseram que em mais baixas taxas de resfriamento (10 e 5 °C/s) os feixes paralelos de bainita surgem

devido à recristalização da microestrutura. Este fenômeno não foi observado em taxas de resfriamento maiores (entre 30 e 20 °C/s) quando, a partir de uma nucleação intragranular, os feixes de bainita não surgiram paralelamente – neste caso, não houve tempo e temperatura para a restauração da microestrutura. Por outro lado, no presente trabalho a taxa de resfriamento permaneceu constante em 2 °C/s; ao invés disso, um intervalo de temperaturas de austenitização maior foi explorado. Todavia, fenômeno similar foi observado onde, de maneira análoga, se propõe que há recuperação / recristalização parcial da microestrutura, conforme a microestrutura da Figura 68.

Adicionalmente, no trabalho acima citado foram realizados tratamentos isotérmicos a fim de verificar a estabilidade da austenita deformada e verificou-se que nos tratamentos isotérmicos a austenita retida é aparentemente mais instável que a austenita retida oriunda das rotas com deformação. Esse fato parece estar diretamente associado ao menor teor da austenita retida (aproximadamente, 4,5 %) resultante no tratamento isotérmico realizado a 500 °C em comparação aos teores superiores de austenita retida finais das rotas termomecânicas com deformação – à exceção da deformação realizada em 850 °C (caso particular, onde a partição do C estendeu o tempo as reações).

O efeito da deformação também foi observado por (HE *et al.*, 2015) onde um processo 'a morno' de aceleração da transformação bainítica foi estudado para um aço nanoestruturado. Neste estudo, também foi observado que a deformação plástica (20 %) aumentou a taxa geral, ou global, da reação bainítica em comparação às peças não deformadas na faixa de temperaturas compreendida entre 230 °C e 600 °C. Além disso, o tempo de incubação também diminuiu à medida que as deformações eram realizadas em temperaturas menores – 3,5 horas, 1 hora e 0,5 horas para as temperaturas de 500 °C, 400 °C e 300 °C, respectivamente. No mesmo trabalho, o autor também destacou o efeito *inexistente* de estabilização mecânica para o grau de deformação empregado e que é bastante comentado no trabalho de (BHADESHIA, 2015).

Neste trabalho, diferentemente do trabalho acima citado, foi empregado o resfriamento contínuo e, de forma análoga, não houve qualquer sinal de estabilização mecânica até o grau de deformação de 40 %. Assim, além de apresentar uma temperatura de início da transformação bainítica maior, a cinética até a máxima temperatura de transformação também aumentou - ponto em que 63 % da austenita já estava transformada. Em resumo, quanto maior for a deformação mais núcleos surgem e maior é a energia de ativação para a transformação de fases - obviamente, existe um limite a partir do qual ocorre a estabilização mecânica.

Assim, analisando-se a Figura 67 também se observa claramente o efeito do incremento do grau de deformação na evolução da microestrutura. A temperatura até a máxima taxa de transformação permaneceu a mesma para todos os ensaios; sendo que, o tempo até ser

atingida a máxima fração volumétrica de transformação da austenita para a bainita *diminui* de forma diretamente proporcional ao grau de deformação empregado. No entanto, para a maior deformação (40 %), o tempo total de reação aumenta devido à menor temperatura final de transformação observada de, aproximadamente, 210 °C - contra, aproximadamente, 290 °C para as deformações de 0 % e 20 %. Esse fato parece estar associado a um possível maior encruamento da microestrutura, fato também observado pelos autores anteriormente citados (C. Y. HUANG, J. R. YANG, 1993), cujo trabalho estudou o efeito da deformação prévia da austenita no comportamento de transformação em um aço de baixo carbono.

Adicionalmente, no estudo realizado pelos autores (NIKRAVESH; NADERI; AKBARI, 2012) as temperaturas de início da transformação martensítica e bainítica do aço ao boro 22MnB5 foram determinadas em condições *não deformadas* e *40 % deformadas* sob a influência de várias taxas de resfriamento. Constatou-se que a deformação plástica a quente dificultou a transformação martensítica e diminuiu M_f e M_s especialmente em taxas de resfriamento mais baixas de, até 3 °C/s (semelhantes às taxas empregadas no desenvolvimento deste estudo), enquanto B_s aumentou, convergindo com os resultados obtidos no presente estudo para deformações de 40 % e justificando, ou reforçando, o maior intervalo nas temperaturas de transformação em comparação às deformações na altura de 0 % e 20 %. Por fim, neste estudo foi sugerido que a taxa de resfriamento crítica diminuiu devido à deformação plástica a quente.

Em relação à microestrutura final, o grau de deformação apresenta efeito na morfologia final, que se torna mais refinada. Não há variação significativa das fases finais, caso a temperatura de deformação seja a mesma. Este fato reforça que não acontece nenhum efeito de estabilização mecânica para deformações de até 40 % na altura para o aço bainítico estudado. O que fica evidente é que o aumento do grau de deformação leva à diminuição contínua do tamanho da martensita e bainita transformadas devido ao refinamento da austenita, como também concluíram os autores (LI *et al.*, 2018).

6.2 Efeito de deformações em *um estágio* e deformações em *dois estágios* na microestrutura final

Considerando-se o processamento do material em estudo, um dos principais tópicos a ser elucidado foi a análise da influência de deformações simples (em um estágio – no campo bainítico) e das duplas deformações (promovidas em dois estágios - parcialmente no campo austenítico e parcialmente no campo bainítico) na microestrutura final.

Na realização dos ensaios com deformação simples o material foi resfriado a taxas que suprimissem a formação de qualquer outra fase, como a ferrita, até a respectiva temperatura de deformação (500 °C e 420 °C). Nestes casos, a transformação para a bainita ocorreu durante o resfriamento (~560 °C até 500 °C) e induzida pela deformação plástica durante a

deformação. Após a deformação em 500 °C uma segunda transformação para a martensita ainda pôde ser observada, pois ao final da deformação anterior a curva de resfriamento do material se sobrepôs ao campo de transformação da martensita. Este fato não foi observado para deformações à 420 °C, cuja energia de ativação para a transformação martensítica já estava bastante reduzida. Esta transformação para a martensita também ocasionou um leve aumento na dureza do material (melhor observado na Tabela 23 – experimento isotérmico).

Para os ensaios com deformação em *dois estágios*, como a primeira deformação (~20 %) ocorreu no campo austenítico em temperaturas mais elevadas, de 950 °C, suprimiu-se a formação de ferrita pró-eutetóide na microestrutura final e a microestrutura bainítica desenvolveu-se até a temperatura da segunda deformação, onde a transformação para a bainita foi induzida pela deformação plástica da austenita remanescente, ou ainda não transformada em toda a sua integralidade.

Nas reduções de altura de 40 % realizadas em dois estágios não foi observada nenhuma alteração microestrutural em relação às deformações promovidas em um estágio. No entanto, a cinética das transformações muda, tornando-se mais rápida em deformações com apenas um estágio (exclusivamente no campo bainítico) e deve-se ao fato de a deformação no campo bainítico ter induzido a transformação para a bainita. Ou seja, concomitante à deformação, ocorreu a transformação de fase. Entretanto, os valores de força para promover a deformação no campo bainítico são significativamente superiores aos valores de força necessários para se promover a deformação no campo austenítico, como pode ser observado na Figura 65. Assim, uma análise mais refinada levando-se em consideração o tamanho da peça, o número de peças a serem produzidas deverá ser realizada antes de se optar pela rota termomecânica.

Em suma, a influência da rota termomecânica (deformações nos campos austenítico e bainítico / exclusivamente no campo bainítico) na microestrutura final, é similar.

Especialmente no que concerne ao estudo de deformações em multi-estágios observou-se uma grande carência de publicações para peças maciças. Normalmente, esta estratégia é empregada para o desenvolvimento de chapas metálicas - por exemplo, no estudo de aços *dual phase*, entre outros. No entanto, o comparativo não é válido pois o conceito de aço é diferente. Por outro lado, no trabalho de (VAN BOHEMEN, 2018) foi proposto um modelo que prevê o efeito dos elementos de liga, da temperatura e do tamanho de grão da austenita na espessura dos feixes da bainita. Neste trabalho, considerou-se que a formação da bainita requer acomodação plástica na austenita vizinha e, portanto, presume-se que a resistência à tração da austenita terá um forte efeito nas dimensões dos feixes formados. Este fato, pode ter contribuído para o aumento considerável da força para se promover a segunda deformação. Adicionalmente, um dos trabalhos mais relevantes sobre o assunto foi desenvolvido por (HATWIG; DONG; EPP; ROCHA, 2021) no âmbito do projeto BRAGECRIM, dentro do qual este estudo se insere.

6.3 Efeito da taxa de deformação nas curvas tensão-deformação, na evolução das transformações de fase e microestrutura final

A característica típica do comportamento dinâmico dos materiais é que sua tensão de escoamento aumenta com o incremento da taxa de deformação. Esse fato é geralmente chamado de efeito de taxa de deformação; sendo que, nos últimos anos, um número razoável de estudos vêm apresentando uma série de equações constitutivas empíricas baseadas em métodos fenomenológicos para descrever o comportamento plástico de materiais que exibem sensibilidade à taxa de deformação (QIN; YANG; HU, 2009).

Por outro lado, estudos tendo como base a teoria das discordâncias também tem sido desenvolvidos de forma a investigar os mecanismos do efeito da taxa de deformação. O autor (KOCKS, 1987) investigou o aumento da tensão de escoamento usando a teoria da ativação térmica. O autor (ROSS C A, 1997) destacou em seus experimentos com metais dúcteis que o limite de velocidade das discordâncias associado com o aumento da taxa de deformação, ou o aumento da taxa de carregamento, pode aumentar a tensão de escoamento dos materiais. Já os autores (YASUNAGA; ISEKI; KIRITANI, 2003) apresentam alguns detalhes microestruturais do efeito da taxa de deformação identificados em seus experimentos; entretanto, uma teoria razoável que explica esses achados experimentais ainda não foi desenvolvida.

No entanto, um trabalho de destaque sobre este tema é o desenvolvido pelo autor (FOLLANSBEE P S, 1986) onde, neste estudo, ele propôs que fortes barreiras ao movimento de discordâncias foram criadas pela alta taxa de deformação. Desta forma, o efeito obtido nos experimentos do presente estudo em relação à temperatura de início das transformações está diretamente associado ao incremento da taxa de deformação. Ou seja, é razoável que o maior encruamento do material promovido pela maior taxa de deformação tende a retardar o início da transformação bainítica. Este fato também vai ao encontro dos resultados apresentados por (QIN; YANG; HU, 2009) que relaciona o mecanismo de encruamento ao movimento de discordâncias. Embora grandes esforços tenham sido feitos nessas pesquisas, o mecanismo do efeito da taxa de deformação ainda não está claro e está sujeito a considerável discussão.

Por outro lado, é possível observar na Figura 67 que um maior percentual de transformação (até a temperatura da máxima taxa de transformação - MTT) é atingido com o incremento da taxa de deformação. Este fato possivelmente está associado ao maior número de sítios de nucleação gerados com o emprego de uma maior taxa de deformação. Em resumo, o aumento da taxa de deformação retarda o início das transformações de fase mas, a partir do momento em que a transformação inicia, a cinética é acelerada e o percentual de austenita transformado também é maior.

Em relação à microestrutura final, as fases presentes na temperatura ambiente são iguais; fato que pode ser observado nas Figuras 69 e 70. No entanto, percebe-se um maior refinamento microestrutural com o incremento da taxa de deformação.

6.4 Efeito da temperatura de deformação na evolução das fases e sua morfologia final

Apesar de se saber que variações nas temperaturas de início e fim das transformações podem ser atribuídas às peculiaridades do ensaio e, também, à variação de composição química ao longo da seção transversal da barra de onde foram extraídos os corpos de prova, a temperatura de deformação apresenta um grande impacto nas transformações de fases subsequentes. Assim, em função da temperatura de deformação, diferentes evoluções microestruturais puderam ser observadas.

Amostras deformadas na temperatura de 850 °C, Figuras 71 e 74, apresentam uma grande quantidade de ferrita pró-eutetóide, além da morfologia de bainita que vêm sendo reportada como *lath-like bainite*. Quando a temperatura de deformação diminui, uma grande quantidade de ferrita irá precipitar e a deformação agora tem efeitos de estabilização na transformação bainítica. Isso significa que a subsequente transformação para a bainita será prejudicada, convergindo com os resultados obtidos por (DU, LX., YI, HL., DING, 2006). Ou seja, a ferrita transformada enriquece em C (solução sólida) a austenita adjacente, o que diminui o início das transformações de fases.

Por outro lado, o aumento no teor de carbono da austenita não transformada apresenta um duplo efeito. De acordo com (KHLESTOV; KONOPLEVA; MCQUEEN, 1998) na faixa superior da bainita, o carbono tem efeito desestabilizador na austenita deformada, na qual irá potencializar os efeitos de aceleração da deformação na transformação da bainita. O fenômeno oposto ocorre na faixa inferior da bainita, quando o aumento do teor de carbono estabiliza a austenita não transformada que pode ser transformada em martensita. Desta forma, o aumento do teor de carbono torna a reação bainítica mais difícil.

As Figuras 72 a) b) e 77 e a Tabela 19 mostram que a microestrutura resultante das deformações no campo bainítico consistem principalmente em bainita granular (formada entre 560 °C e 500 °C), martensita e austenita retida. A deformação a 500 °C leva à formação de bainita (aparentemente sem uma morfologia definida) e estabiliza a austenita deformada, que posteriormente se transforma em martensita. Como comentado na seção 6.2, microscopicamente não há diferença se a deformação é promovida em um ou dois estágios. Entretanto, a presença de uma fase dura como a martensita, em uma microestrutura bainítica, seria indesejada pois poderia prejudicar a tenacidade.

Deformações promovidas na faixa superior do campo austenítico demonstraram favorecer a reconstituição parcial da microestrutura e esse fato parece estar associado à grande quantidade de bainita com a morfologia *lath-like bainite* que, através das análises de

EBSD, apresentou uma grande fração de contornos de grão com ângulos entre 50° e 57°. No caso da bainita granular, não há temperatura e nem tempo suficientes para a reconstituição da microestrutura e esta morfologia apresentou uma fração de contornos de grão mais distribuída, conforme a Tabela 22. Nesta tabela também pode ser observada a distribuição da fração de contornos de grão para a amostra *não deformada* (sabidamente com alta fração de bainita granular), verificando-se que esta distribuição também se dá de forma mais distribuída e concordando com o trabalho de (ZAJAC; SCHWINN; TACKE, 2005).

Por fim, a deformação tem vários efeitos na transformação bainítica podendo retardá-lo ou acelerá-lo. Assim, os parâmetros de deformação e a temperatura de transformação têm um grande impacto na cinética bainítica.

6.5 Efeito das rotas termomecânicas empregadas sobre a dureza

A Tabela 23 mostra a dureza final das amostras em relação à rota termomecânica empregada. Não houve grande variação na dureza das amostras submetidas aos diferentes tratamentos termomecânicos. No entanto, a ferrita pró-eutetóide diminui levemente a dureza do material, o que está diretamente relacionado à sua fração volumétrica no material, como visto nos Testes 7 e 12 da Tabela 23. O fato de a dureza da bainita aumentar linearmente com a concentração de carbono (IRVINE KJ, 1965) associada à presença da martensita justifica o pequeno aumento nos valores médios de dureza das amostras dos Testes 9 e 13 da Tabela 23.

Entretanto, o refino da microestrutura bainítica e o encruamento aumentaram em 20 % a dureza final em relação à amostra recebida. Finalmente, apesar das diferentes morfologias da bainita, segundo (KAMADA A, KOSHIZUKA N, 1976), a dureza final da bainita é independente do tamanho de grão da austenita, embora este influencie a espessura e a resistência do feixe de bainita. Para microestruturas mistas, a dureza depende da temperatura de transformação e composição.

6.6 Efeito do meio de resfriamento na microestrutura final de peças forjadas e correlação entre a dureza das peças forjadas (Gleeble® vs Prensa Hidráulica)

No trabalho de (EGGBAUER; BUCHMAYR, 2016) foram implementadas rotas termomecânicas através do uso de um simulador termomecânico Gleeble® 3800. Assim, meios de resfriamento controlado, compreendidos entre $\lambda=0,05$ (mais severo, compreendido entre óleo e água borrifada) e $\lambda=0,35$ (menos severo, mas mais severo que ar forçado) foram aplicados. Embora tenha sido realizado o ensaio de tração, os valores obtidos podem ser confrontados com os obtidos no ensaio de compressão, sem que haja prejuízo na interpretação dos resultados.

Dessa forma, verificou-se que o limite de resistência à tração aumenta constantemente da taxa de resfriamento mais lenta ($\lambda = 0,35 - 932$ MPa) para a taxa de resfriamento mais rápida ($\lambda = 0,05 - 1105$ MPa). Estes resultados convergem com os obtidos neste trabalho, quando os limites de escoamento variam de 840 MPa (ar forçado) a 1300 MPa (óleo).

O trabalho (BRNIC *et al.*, 2014) apresenta uma ampla gama de resultados experimentais relacionados ao aço DIN 20MnCr5 e os compara com aços similares. Neste trabalho, praticamente todas as propriedades mecânicas e metalúrgicas para o aço DIN 20MnCr5 foram determinadas experimentalmente; sendo que, todos os testes mencionados foram realizados em temperatura ambiente e em altas temperaturas. Considerando-se os dados citados no trabalho acima percebe-se a ampla gama de aplicações às quais o aço Din 20MnCr5 pode ser submetido. No entanto, nesta tese foi proposta uma alteração no processamento deste aço tendo como base o resfriamento contínuo. Nos casos em que o resfriamento aconteceu ao ar forçado e com água borrifada, obteve-se uma microestrutura multifásica, por vezes, difícil de ser analisada no que concerne à sua morfologia final.

Em se tratando de um aço de construção mecânica, para uma determinada estrutura e dependendo de sua finalidade e condições de operação, o material precisa ser escolhido de forma a atender à alguns pré-requisitos. Na verdade, significa que o material deve ter as propriedades que atendem aos requisitos de carga e condições sob as quais a estrutura, ou peça, opera.

Existem vários critérios, mas para muitas aplicações de engenharia é suficiente garantir que tensões operacionais (que pode surgir na estrutura) permaneçam abaixo dos limites aceitáveis. Os limites aceitáveis geralmente são determinados de acordo com o limite de escoamento, ou seja, de acordo com a tensão máxima que o material pode suportar sem deformações plásticas. Neste sentido, conclui-se que apesar das propriedades mecânicas e metalúrgicas obtidas serem levemente inferiores às obtidas com tratamentos convencionais, cabe avaliar a aplicação.

De uma maneira geral e em comparação aos corpos de prova deformados no equipamento Gleeble[®], o forjamento do aço bainítico na prensa hidráulica gerou uma considerável maior fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide, tanto em altas quanto em baixas temperaturas. Esse fato está associado à uma maior inércia térmica decorrente do maior volume de material, o que afetou a taxa de resfriamento geral do material. Além disso, grandes áreas constituídas por bainita granular (obtida exclusivamente via resfriamento contínuo) e a morfologia da bainita conhecida como *lath-like bainite* (ao que parece, associada à processos de reconstituição parcial da microestrutura) puderam ser observados. Um maior refino microestrutural também foi alcançado através de resfriamentos ao forçado, bem como com maiores graus de redução.

O refinamento microestrutural acima descrito já era esperado. No entanto, assim como nos dados de força para conformação mecânica, dados prévios acerca das fases geradas e sua morfologia são interessantes em processos de manufatura. Este fato é importante, pois permite que a adequação do resfriamento ao tamanho da peça a ser produzida. Ou seja, deve haver um balanço a fim de evitar uma quantidade muito grande de ferrita pró-eutetóide no centro na peça, bem como a geração de martensita em sua superfície.

7 CONCLUSÕES

A seguir, serão apresentadas as conclusões acerca dos efeitos metalúrgicos em curso e a sua influência nas propriedades mecânicas e metalúrgicas, tendo-se como base as rotas termomecânicas implementadas no âmbito deste estudo.

As principais conclusões acerca do estudo realizado com o aço bainítico, são:

- Independentemente do grau de deformação aplicado, taxa de deformação e resfriamento empregados a temperatura onde a máxima taxa de transformação ocorreu manteve-se constante em, aproximadamente, 450 °C. Esta informação é bastante útil quando se deseja otimizar o processo de manufatura pois, dependendo da rota termomecânica, até 68 % da austenita pode ser transformada para bainita até esta temperatura;
- O aumento do grau de deformação eleva a temperatura de início das transformações de fase e aumenta o tempo total de transformação. Por outro lado, o aumento do grau de deformação também aumenta a cinética de transformação da austenita para a bainita, como pode ser observado na Figura 67. Nesta figura, é possível observar que cerca de 63 % (deformação de 40 %) da austenita transforma-se em bainita até a máxima temperatura de transformação, contra 53 % de transformação (deformação de 20 %) e 48 % de transformação (sem deformação) até a mesma temperatura;
- A deformação promovida na temperatura de 1050 °C e a posterior reconstituição parcial da microestrutura apresentam o efeito de diminuir a temperatura de início de transformação em comparação com a deformação promovida a 950 °C; no entanto, após o início da transformação cerca de 67 % da austenita transforma-se em bainita até a temperatura da máxima taxa de transformação, em 450 °C. Já a deformação na temperatura de 850 °C facilita a geração de uma grande fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide;
- A temperatura de deformação tem um efeito crítico na transformação bainítica e sua morfologia. As altas temperaturas de deformação suprimem a formação de ferrita pró-eutetóide e favorecem a transformação da austenita deformada em bainita. Deformações em temperaturas de austenitização mais baixas favorecem a formação da ferrita pró-eutetóide e tem grande influência nas transformações de fase posteriores, devido à partição do C;
- Incrementos na taxa de deformação apresentam efeito inversamente proporcional na temperatura de início de transformação, diminuindo-a. Esse fato pode ser projetado para aplicações industriais, onde este efeito deve ser ainda mais evidente. Por outro lado, após o início da transformação a austenita

transforma-se muito rapidamente (cerca de 68 %) até a temperatura da máxima taxa de transformação;

- Deformações promovidas no campo bainítico induzem a transformação da austenita por deformação plástica. Além disso, se a deformação for realizada na região superior do campo bainítico, uma subsequente transformação da austenita residual para a martensita ainda é possível se o resfriamento não for muito lento;
- Deformações em dois estágios geram uma microestrutura final semelhante à microestrutura gerada através de deformações em um estágio e não são eficientes em termos energéticos, uma vez que as deformações no campo bainítico exigem maior força do equipamento;
- A bainita com morfologia granular apresenta uma distribuição de contornos de grão mais distribuída, com alta incidência de ângulos acima dos 40°. Já a morfologia *lath-like bainite* apresentou uma alta fração de contornos de grão compreendidos entre 50° e 57°;
- Assim, a deformação em temperaturas mais elevadas, como em 1050 °C devem ser preferidas, pois apresentam melhor equilíbrio entre propriedades mecânicas e microestrutura final - bainita como ripa, mais resistente que a bainita granular - além de promover o uso mais racional de energia. Já o grau de deformação fica vinculado à geometria da peça a ser conformada; no entanto, sabe-se que deformações superiores à 40 % são obtidas em processos de forjamento e isso pode causar a estabilização mecânica.

Através da análise dos resultados obtidos nos ensaios conduzidos com o aço DIN 20MnCr5, têm-se:

- A determinação das perdas térmicas em “etapas”, conforme a rota termomecânica empregada, proporcionou a obtenção de dados precisos da queda de temperatura no *billet*. Assim, percebeu-se que a temperatura de austenitização de 950 °C é relativamente baixa e melhores resultados em termos de propriedades finais no material podem ser obtidos mediante o emprego de temperaturas mais elevadas;
- As maiores perdas térmicas ocorreram nas amostras com reduções na altura de 60 %, 40 % e 20 %, respectivamente. Assim, as curvas de resfriamento - especialmente quando aplicados meios menos severos de resfriamento - mostram que, mesmo em uma peça de geometria simples como os cilindros estudados, a variação da temperatura do núcleo para a superfície da peça é

bastante grande. Este fato, associado ao tempo de resfriamento, promovem uma microestrutura multifásica difícil de ser analisada;

- O limite de escoamento a frio do material aumenta de maneira diretamente proporcional ao aumento da severidade do meio de resfriamento. Assim: (i) o corpo de prova temperado em óleo apresentou um limite de escoamento 90 % superior à amostra original, mas uma região plástica menor, (ii) os corpos de prova resfriados com água borrifada apresentaram um limite de escoamento 60 % maior que o apresentado pela amostra original e, (iii) o limite de escoamento do corpo de prova resfriado ao ar forçado foi 25 % superior ao apresentado pelo corpo de prova original;
- Em relação à dureza: (i) as amostras temperadas em óleo demonstraram-se mais duras, seguidas das amostras resfriadas com água borrifada e, por último, as amostras resfriadas ao ar forçado, (ii) observou-se um aumento gradual na dureza conforme maior o grau de redução empregado; certamente, devido ao encruamento, (iii) as amostras conformadas e posteriormente temperadas em óleo apresentaram dureza semelhante nas regiões de medição. Esse fato já era esperado, tendo em vista o meio de resfriamento empregado, mais homogêneo que os demais, (iv) em função da heterogeneidade de fases formada, a dureza das amostras resfriadas com água borrifada variou mais em relação aos outros meios e, (v) em todos os grupos de amostras observou-se uma tendência à formação de fases mais duras, como a martensita, nas regiões de linha de fluxo;
- Em relação à microestrutura das amostras temperadas ao óleo: (i) nas reduções de 20 % foi identificada a martensita com a morfologia de ripas, característica em aços de baixo teor de carbono, (ii) nas reduções de 40 %, também foi possível observar a morfologia de ripas; no entanto, formando pacotes menores e, (iii) nas amostras reduzidas até 60 %, não foi possível observar por microscopia óptica a morfologia de ripas – tampouco, pacotes. Neste caso, também foi observada uma quantidade significativa de fase branca (austenita retida e/ou ferrita pró-eutetóide) que, pela técnica utilizada, é impossível de se distinguir;
- Em relação à microestrutura das amostras resfriadas com água borrifada: observa-se uma quantidade de ferrita, variando entre 10 % e 30 % e regiões escuras, constituídas por martensita e bainita;
- Em relação à microestrutura das amostras resfriadas com ar forçado: (i) neste grupo de amostras observou-se a presença da fase ferrítica sem uma morfologia definida nas amostras reduzidas em 20 %, 40 % e 60 %, (ii) verificam-se regiões aparentemente formadas por perlita descontínua (em maior fração volumétrica

que nas amostras resfriadas em água borrifada) - provavelmente efeito da deformação, pois este fenômeno aumenta em peças submetidas à grandes deformações.

As principais conclusões acerca dos ensaios de forjamento realizados na prensa hidráulica, são:

- Os ensaios de forjamento realizados na prensa hidráulica EKA sugerem que a taxa de resfriamento deve ser adotada em função da massa e da geometria da peça, a fim de se evitar a formação da ferrita pró-eutetóide;
- Para condições de resfriamento similares, como o resfriamento ao *ar controlado* / *ar forçado*, a fração volumétrica gerada de bainita foi bastante superior no aço bainítico 18MnCrSiMo6-4, em comparação ao aço DIN 20MnCr5. Apesar de composições químicas similares, o aço bainítico apresenta um teor de Si e Cr superiores, além de Mo e V, o que contribui para a geração da bainita;
- Com base no descrito acima, para o aço DIN 20MnCr5 o tratamento isotérmico de austêmpera deve ser priorizado visando-se a geração da bainita, pois aplicar e controlar taxas de resfriamento inferiores às adotadas neste trabalho são difíceis de serem conseguidas em processos industriais. Dessa forma, para satisfazer os requisitos específicos do forjamento, a composição química e a sequência de resfriamento devem ser ajustadas para as dimensões da peça;
- Existem grandes diferenças nos conceitos de liga se tratamentos isotérmicos ou contínuos forem aplicados. Priorizando propriedades mecânicas ótimas, então tratamentos isotérmicos devem ser realizados; caso contrário, considerando um processo robusto e que também permite a aplicação em diferentes diâmetros de peças, o resfriamento contínuo deverá ser adotado.

8 CONSIDERAÇÕES FINAIS

O presente estudo apresenta grande potencial de desenvolvimento técnico e tecnológico na área de processos de fabricação.

As medições realizadas no âmbito deste trabalho exploraram uma ampla faixa de temperaturas e condições de processamento. Desta forma, as maiores contribuições deram-se no sentido de estabelecer: (i) a temperatura na qual se dá a máxima taxa de transformação e o percentual desta transformação, (ii) as temperaturas iniciais e finais de transformação, especialmente da transformação bainítica, para o novo aço bainítico e, (iii) os tempos totais de reação.

A utilização de um novo material e a implementação de testes, com distintos parâmetros, visando avaliar a resposta dos dois aços estudados frente às rotas de processamento termomecânico permitiu definir uma 'janela' de processamento mais robusta e, também, menos susceptível às variações de processo. Assim, este trabalho contribui na definição das melhores condições de processamento para os materiais em estudo.

A indústria automotiva - principal mercado de produtos forjados - é também um dos mais dinâmicos, principalmente devido às exigências governamentais. De acordo com as políticas mais recentes, rigorosas leis ambientais e de segurança de componentes têm sido instituídas. No que concerne ao último item, o presente trabalho contribui de maneira a manter uma determinada característica mecânica e/ou metalúrgica sem o detrimento de outra, num adequado balanço destas propriedades. Por outro lado, a adequação microestrutural realizada diretamente após a etapa de forjamento apresenta grande potencial de impacto no consumo de energia, diminuindo os custos totais da manufatura.

Este trabalho também gerou dados que irão proporcionar melhores condições de simulação para peças complexas.

Como se tem conhecimento, a tecnologia de fabricação está intimamente relacionada com as necessidades das empresas; neste sentido, este trabalho de investigação também foi a base para a transferência de tecnologia, onde estes resultados e métodos foram transmitidos aos produtos fabricados pelas empresas brasileiras e alemãs, sendo o Programa BRAGECRIM – dentro do qual o desenvolvimento desta tese se inseriu - a expressão desta ligação internacional.

Na UFRGS, este projeto sedimentou / fortaleceu, consolidando um centro de forjamento dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, mais especificamente no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia. No âmbito regional e nacional, a utilização de novos materiais, juntamente com uma alteração na rota de processamento convencional, apresenta grande potencial técnico de redução na cadeia de processamento de componentes automotivos no Brasil.

9 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Ficam, como sugestões para trabalhos futuros, os seguintes tópicos:

- Em condições industriais, monitorar - através do sensor de correntes parasitas - a evolução microestrutural em uma linha de forjamento e adequar a taxa de resfriamento para a obtenção de uma microestrutura bainítica;
- Realizar ensaios mecânicos de fadiga e tenacidade tomando como base as melhores microestruturas obtidas através das rotas empregadas neste trabalho;
- Realizar medições de difração de Raios-X em peças forjadas;
- Realizar cálculos termodinâmicos para a obtenção das fases, da composição das fases, da fração volumétrica das fases e das temperaturas B_s e B_f . Estes cálculos podem ser realizados no estado de equilíbrio - através do uso de *software* como o FactSage ou, então, fora do estado de equilíbrio, através de *software* como o ThermoCalc (DICTRA);
- Simulações por elementos finitos, objetivando-se determinar os campos de temperaturas, deformações e tensões em peças forjadas;
- Analisar o efeito de deformações prévias, a frio, sobre a microestrutura final. Neste caso, o estudo pode ser conduzido através do uso de um banho de sais fundidos ou, então, através de rotas pré-estabelecidas;
- Realizar ensaio de abrasão tomando-se como base as melhores microestruturas obtidas neste trabalho;
- Realizar tratamentos termoquímicos que não necessitem de temperaturas muito elevadas em peças forjadas, como a nitretação. Assim, garante-se que a microestrutura bainítica não seja decomposta;

10 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

www.epe.gov.br. Acesso em 09.08.2022

ASM Handbook Vol. 4: Heat Treating, ASM International, 10th Edition, 1991.

A. T. DAVENPORT. The hot deformation of austenite. **TMS-AIME**, New York, p. 517–536, 1977.

B. Beausir and J.-J. Fundenberger, Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction, ATEX-software, www.atex-software.eu, Université de Lorraine - Metz, 2017.

BHADESHIA, H. *et al.* BAINITE : OVERALL TRANSFORMATION KINETICS. Disponível em: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2003/iis/9.pdf>.

BHADESHIA, H. K. D. H. Lower Bainite Transformation and the Significance of Carbide Precipitation. **Acta Metallurgica**, v. 28, n. 8, p. 1103–1114, 1980.

BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in steels. **The Institute of Materials**, London, 1992.

BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in Steels Theory and Practice, 2nd Edition, **Maney Publishing**, 2001.

BHADESHIA, H. K. D. H. High Performance Bainitic Steels. **Materials Science Forum**, v. 500–501, p. 63–74, 2005.

BHADESHIA, H. K. D. H. Nanostructured bainite. **Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, v. 466, n. 2113, p. 3–18, 2010.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite In Steels Theory and Practice**. 3rd Edition, **Maney Publishing**, 2015.

BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V. The bainite transformation in a silicon steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 10, n. 7, p. 895–907, 1979.

BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V. Mechanism of Bainite Formation in Steels. **Acta Metallurgica**, v. 28, n. 9, p. 1265–1273, 1980.

BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. Steels: Microstructure and Properties, 4th Edition, **Butterworth-Heinemann**, 2017.

BHATTACHARYYA, D. *et al.* The effect of grain size on the wear of high speed steel tools characteristics. **Wear**, v. 42, p. 63–69, 1977.

BRECHER, Christian. Advances in production technology. **Springer**, 2015.

BREGLIOZZI, G. *et al.* The influence of atmospheric humidity and grain size on the friction and wear of AISI 304 austenitic stainless steel. **Materials Letters**, v. 57, n. 29, p. 4505–4508, 2003.

BRNIC, Josip *et al.* Comparison of material properties: Steel 20MnCr5 and similar steels. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 95, p. 81–89, 2014.

BRUCHWALD, O.; FRACKOWIAK, W.; BUCQUET, T.; HUSKIC, A.; REIMCHE, W.; MAIER, H. J. In-situ-Erfassung der Werkstoffumwandlung und Gefügeausbildung von Schmiedebauteilen im Abkühlpfad. **HTM J. Heat Treat. Mater.**, v. 70, p. 150–161, 2015.

- BRUCHWALD, O. *et al.* Non-destructive in situ monitoring of the microstructural development in high performance steel components during heat treatment. **Metallurgia Italiana**, v. 107, n. 11–12, p. 29–37, 2015.
- BRUCHWALD, Oliver *et al.* In-Situ Monitoring of the Microstructure Evolution Using Eddy Current Technology, 19th World Conference on Non-Destructive Testing, Munich, Germany, 2016.
- BUCHMAYR, B. Critical assessment 22: Bainitic forging steels. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, v. 32, n. 6, p. 1–6, 2016.
- C. Y. HUANG, J. R. YANG, and s. C. WANG. Effect of Compressive Deformation on the Transformation Behaviour of an Ultra-Low-Carbon Bainitic Steel. **Mater. Trans. JIM**, v. 34, n. 8, p. 658- 668., 1993.
- CABALLERO, F. G. *et al.* Design of novel high strength bainitic steels: Part 2. **Materials Science and Technology**, v. 17, n. 5, p. 517–522, 2001.
- CABALLERO, F. G. *et al.* Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 525, n. 1–2, p. 87–95, 2009 a.
- CABALLERO, F. G. *et al.* Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels. **Materials and Design**, v. 30, n. 6, p. 2077–2083, 2009 b.
- CABALLERO, F. G. *et al.* Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels. **Materials Science and Technology**, v. 28, n. 1, p. 95–102, 2012.
- CABALLERO, F. G.; GARCIA-MATEO, C.; MILLER, M. K. Modern steels at atomic and nanometre scales. **Materials Science and Technology**, v. 31, n. 7, p. 764–772, 2015.
- CABALLERO, F. G.; MILLER, M. K.; GARCIA-MATEO, C. Opening previously impossible avenues for phase transformation in innovative steels by atom probe tomography. **Materials Science and Technology**, v. 30, n. 9, p. 1034–1039, 2014.
- CALLISTER JR., William D. *Ciência Engenharia de Materiais - Uma Introdução*. 8^a Edição, **LTC**, 2012.
- CHOJECKI, H. *et al.* Ermittlung mechanisch-technologischer Eigenschaften warmumgeformter Automobilstrukturen durch die magnetinduktive Oberwellenanalyse. **Tagungsband DGZfP-Jahrestagung 2007**, n. Vortrag 18, p. 1–13, 2007.
- CHRISTIAN, J. W. *The theory of transformations in metals and alloys*. 3rd Edition. Oxford, U. K.: **Pergamon Press**, 2003.
- DINNEBIER, Robert E.; LEINWEBER, Andreas; EVANS, John S. O. Rietveld Refinement: Practical Powder Diffraction Pattern Analysis using TOPAS, **De Gruyter STEM**, 2018.
- DU, LX., YI, HL., DING, H. *et al.* Effects of Deformation on Bainite Transformation During Continuous Cooling of Low Carbon Steels. **J. Iron Steel Res. Int.**, v. 13, p. 37–39, 2006.

- EGGBAUER, G.; BUCHMAYR, B. High-Strength Bainitic Steels for Forged Products. **BHM Berg-und Hüttenmännische Monatshefte**, 2015.
- EGGBAUER, Gernot; BUCHMAYR, Bruno. Optimized Cooling Strategies for Bainitic Forging Steels. **Key Engineering Materials**, v. 716, p. 472–480, 2016.
- ENGINEER, S.; MERKEL, C.; WEWERS, B. Ein neuer hochfester bainitischer Stahl, 2014.
- ENGINEER, Serosh. New High Strength Bainitic Steel 20MnCrMo7 for Automobile Applications in Powertrains, June, 2013.
- F.G. CABALLERO *et al.* The microstructure of continuously cooled tough bainitic steels. **2nd International Conference of Super High Strength Steel**, Peschiera, Italy, p. 10–18, 2010.
- FISCHER, M.; HENNING, H.-H.; BLECK, W.; HUSKIC, A.; KAZHAI, M.; HADIFI, T.; BOUGUECHA, A.; BEHRENS, B. A. EcoForge: Energieeffiziente Prozesskette zur Herstellung von HochleistungsSchmiedebauteilen. **HTM J. Heat Treat. Mater.**, v. 69, p. 209–219, 2014.
- FOLLANSBEE P S. Metallurgical Application of ShockWave and High-Strain-Rate Phenomena. *In*: 1986, New York: Dekker. **Metallurgical Application of ShockWave and High-Strain-Rate Phenomena**. New York: Dekker p. 451.
- GARBARZ, B.; MARCISZ, J.; BURIAN, W. Technological peculiarities of manufacturing nanobainitic steel plates. *In*: 2015, Düsseldorf. **METEC and 2nd ESTAD Conf.** Düsseldorf.
- GOMEZ, G.; PÉREZ, T.; BHADESHIA, H. K. D. H. Air cooled bainitic steels for strong, seamless pipes Part 2 – properties and microstructure of rolled material. **Materials Science and Technology**, v. 25, n. 12, p. 1508–1512, 2009.
- GÜNDÜZ, Süleyman; KAÇAR, Ramazan; SOYKAN, Hüseyin Ş. Wear behaviour of forging steels with different microstructure during dry sliding. **Tribology International**, v. 41, n. 5, p. 348–355, 2008.
- H. K. D. H. BHADESHIA AND D. V. EDMONDS. The Bainite Transformation in a Silicon Steel. v. 10A, p. 895–907, 1979.
- H. KLÜMPER-WESTKAMP, H.-W. ZOCH, W. REIMCHE, S. Zwoch; BACH, Fr. W. Wirtschaftlich Bainitisieren mit neuem Wirbelstrom-Messsystem. **Gaswärme International**, v. 6, p. 472–477, 2010.
- HACKENBERG, R. E.; SHIFLET, G. J. A microanalysis study of the bainite reaction at the bay in Fe-C-Mo. **Acta Materialia**, v. 51, n. 8, p. 2131–2147, 2003.
- HASLER, Stephan. Bainitischer Stahl Swissbain-7MnB8 senkt Herstellungskosten, v. 134, n. 8, p. 7–9, 2014.
- HATWIG, Rodrigo Afonso; EPP, Jérémy; ROCHA, Alexandre da Silva. Effect of

- compressive deformations on the final microstructure of a low carbon high silicon bainitic steel thermomechanically processed. **Materials Research**, v. 24, n. 1, p. 1–7, 2021.
- HE, Jianguo *et al.* Acceleration of Bainite Transformation at Low Temperature by Warm Rolling Process. **Materials Today: Proceedings**, v. 2, p. S289–S294, 2015.
- IRVINE KJ, Pickering FB. High carbon bainitic steels. **The Iron and Steel Institute.**, n. Special Report 93, p. 110–25, 1965.
- K. TSUZAKI, T. VEDA, K. FUJIWARA, and T. MAKI. **New materials and processes for the future**, California, p. 799–804, 1989.
- KAMADA A, KOSHIZUKA N, Funakoshi T. Effect of austenite grain size and C content on microstructure and toughness of tempered martensite and bainite. **Trans. ISIJ.**, v. 16:407-416, 1976.
- KEEHAN, E. *et al.* Microstructure characterisation of a high strength steel weld metal containing the novel constituent coalesced bainite. Disponível em: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2005/Enda/Paper3.pdf>.
- KEEHAN, E. *et al.* New Developments with C – Mn – Ni High Strength Steel Weld Metals — Part A . Microstructure, p. 1–26, 2015.
- KEUL, C.; WIRTHS, V.; BLECK, W. New bainitic steels for forgings. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 12, n. 2, p. 119–125, 2012.
- KHLESTOV, V. M.; KONOPLEVA, E. V; MCQUEEN, H. J. Kinetics of austenite transformation during thermomechanical processes. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 37, n. 2, p. 75–89, 1998.
- KHODABANDEH, A. R. *et al.* The determination of optimum forging conditions for the production of high strength-high impact toughness automotive parts. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 21, n. 1, p. 105–110, 2006.
- KLÜMPER-WESTKAMP, H.; VETTERLEIN, J.; LÜTJENS, J.; ZOCH, H.-W.; REIMCHE, W.; BACH, Fr. W. Bainite Sensor – A new tool for process and quality control of the bainite transformation. **HTM Z. Werkst. Waermebeh. Fertigung**, p. 174–180, 2008.
- KOCKS, U. F. Constitutive Behavior Based on Crystal Plasticity. **Unified Constitutive Equations for Creep and Plasticity**, p. 1–88, 1987.
- KONG, Xiangwei; QIU, Chunlin. Continuous Cooling Bainite Transformation Characteristics of a Low Carbon Microalloyed Steel under the Simulated Welding Thermal Cycle Process. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 29, n. 5, p. 446–450, 2013.
- LEMAITRE, C.; DIERICKX, P.; BITTES, G. Steels for high-performance diesel engines. **Iron and Steel Technology**, v. 4, p. 66–73, 2007.
- LI, Hui Ping *et al.* Influence of deformation degree and cooling rate on microstructure and phase transformation temperature of B1500HS steel. **Acta Metallurgica Sinica**

(English Letters), v. 31, n. 1, p. 33–47, 2018.

LIU, Dongsheng *et al.* Effect of cooling rates and compressive deformation of austenite on bainitic transformation and microstructure for plastic die AISI P20 steel. **ISIJ International**, v. 38, n. 5, p. 482–488, 1998.

LUO, Yi *et al.* Effect of tempering on microstructure and mechanical properties of a non-quenched bainitic steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 15, p. 3433–3437, 2010.

M. BERNARD; REIMCHE, W.; BACH, Fr. W. Zerstörungsfreie Bestimmung von Härtekennwerten zur Qualitätssicherung von Hochleistungsbauteilen in der Fertigungskette. **HTM Z. Werkst. Wärmebeh**, p. 265–273, 2007.

MAZZAFERRO, Cintia Cristiane Petry *et al.* Microstructure evaluation and mechanical properties of a friction stir spot welded TRIP 800 steel. **Welding International**, v. 25, n. 9, p. 683–690, 2011.

NAFAR DEHSORKHI, R. *et al.* The effect of grain size and martensitic transformation on the wear behavior of AISI 304L stainless steel. **Materials and Design**, v. 64, p. 56–62, 2014.

NICOLA BOWLER. Eddy Current Nondestructive Evaluation (**Springer Series in Measurement Science and Technology**), 1st Edition, 2019.

NIKRAVESH, M.; NADERI, M.; AKBARI, G. H. Influence of hot plastic deformation and cooling rate on martensite and bainite start temperatures in 22MnB5 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 540, p. 24–29, 2012.

OBLAK, J. M. & HEHEMANN, R. F. Structure and growth of Widmanstätten ferrite and bainite. *In*: 1967, Ann Arbor. **Transformation and hardenability in steels**. Ann Arbor: CLIMAX MOLYBDENUM CO, 1967. p. 15–33.

PADMANABHAN, R.; WOOD, W. E. On the occurrence of blocky martensite in 300M steel. **Materials Science and Engineering**, v. 66, n. 1, p. 1–11, 1984.

PAK, Junhak; SUH, Dong Woo; BHADSHIA, Harshad K. D. H. Bainite: Fragmentation of crystallographically homogeneous domains. **International Journal of Materials Research**, v. 103, n. 4, p. 476–482, 2012.

PERELOMA, Elena V.; AL-HARBI, Fayez; GAZDER, Azdiar A. The crystallography of carbide-free bainites in thermo-mechanically processed low Si transformation-induced plasticity steels. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 615, p. 96–110, 2014.

PÉREZ BENITEZ, José Alberto; LE MANH, Tu; ALBERTERIS, M. Barkhausen Noise for Non-destructive Testing and Materials Characterization in Low Carbon Steels (**Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials**), 1st Edition, 2020.

QIN, Kun; YANG, Li Ming; HU, Shi Sheng. Mechanism of strain rate effect based on dislocation theory. **Chinese Physics Letters**, v. 26, n. 3, 2009.

RAEDT, Hans-Willi; SPECKENHEUER, Ulrich; VOLLRATH, Klaus. New Forged Steels Energy-efficient Solutions for Stronger Parts. **ATZautotechnology**, v. 12, n. 1, p. 12–17, 2012.

REIMCHE, Wilfried *et al.* Hochtemperatur-Prüftechnik ermöglicht Einblick in die Werkstoffumwandlung und Phasenausbildung bei Hochleistungsbauteilen, p. 1–12, 2011.

REMENTERIA, R. *et al.* Improving wear resistance of steels through nanocrystalline structures obtained by bainitic transformation. **Materials Science and Technology**, v. 32, n. 4, p. 308–312, 2016.

ROSE, Andrew J. *et al.* Superbainite: laboratory concept to commercial product. **Materials Science and Technology**, v. 30, n. 9, p. 1094–1098, 2014.

ROSS C A. Proceedings of the ASME Pressure Vessels and Piping Conference. *In*: 1997, Orlando, FL, 27–31 July. **PVP vol 351**. p 255.

SAHA PODDER, A.; BHADESHIA, H. K. D. H. Thermal stability of austenite retained in bainitic steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 7–8, p. 2121–2128, 2010.

SEO, S. W.; BHADESHIA, H. K. D. H.; SUH, D. W. Pearlite growth rate in Fe–C and Fe–Mn–C steels. **Materials Science and Technology**, v. 31, n. 4, p. 487–493, 2015.

SHARMA, S.; SANGAL, S.; MONDAL, K. Development of new high-strength carbide-free bainitic steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 42, n. 13, p. 3921–3933, 2011.

SONG, Taejin; DE COOMAN, Bruno Charles. Effect of boron on the isothermal bainite transformation. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 44, n. 4, p. 1686–1705, 2013.

SOURMAIL, T. *et al.* **Novel nanostructured bainitic steel grades to answer the need for high-performance steel components**, 2013. Disponível em: <https://op.europa.eu/en/publication-detail/-/publication/99671fbf-f40c-4d07-9b6c-01d7dd17ad95>.

SOURMAIL, T.; SMANIO, V. Optimisation of the mechanical properties of air cooled bainitic steel components through tailoring of the transformation kinetics. **Materials Science and Engineering A**, v. 582, p. 257–261, 2013.

SUGIMOTO, Koh-ichi; SATO, Shohei; ARAI, Goro. Hot Forging of Ultra High-Strength TRIP-Aided Steel. **Materials Science Forum**, v. 638–642, p. 3074–3079, 2010.

SUNDSTRÖM, Ann; RENDÓN, José; OLSSON, Mikael. Wear behaviour of some low alloyed steels under combined impact/abrasion contact conditions. **Wear**, v. 250, n. 251, p. 744–754, 2001.

TERZIC, A. *et al.* Influence of Boron on transformation behavior during continuous

cooling of low alloyed steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 584, p. 32–40, 2013.

VAN BOHEMEN, S. M. C. The nonlinear lattice expansion of iron alloys in the range 100–1600 K. **Scripta Materialia**, v. 69, n. 4, p. 315–318, 2013.

VAN BOHEMEN, S. M. C. Exploring the correlation between the austenite yield strength and the bainite lath thickness. **Materials Science and Engineering A**, v. 731, p. 119–123, 2018.

VANDER VOORT, George F. Metallography: Principles and Practice. **ASM International**, 1984.

WANG, J.; VAN DER WOLK, P. J.; VAN DER ZWAAG, S. On the influence of alloying elements on the bainite reaction in low alloy steels during continuous cooling. **Journal of Materials Science**, v. 35, n. 17, p. 4393–4404, 2000.

WU, Hua *et al.* Design of air-cooled bainitic microalloyed steel for a heavy truck front axle beam. **Materials and Design**, v. 27, n. 8, p. 651–656, 2006.

Y. E. SMITH AND C. A. SIEBERT. No Title. **Applications of modern metallographic techniques**, Philadelphia, p. 131–151, 1970.

Y. E. SMITH AND C. A. SIEBERT. No Title. **Metall. Trans**, v. 2, p. 1711–1725, 1971.

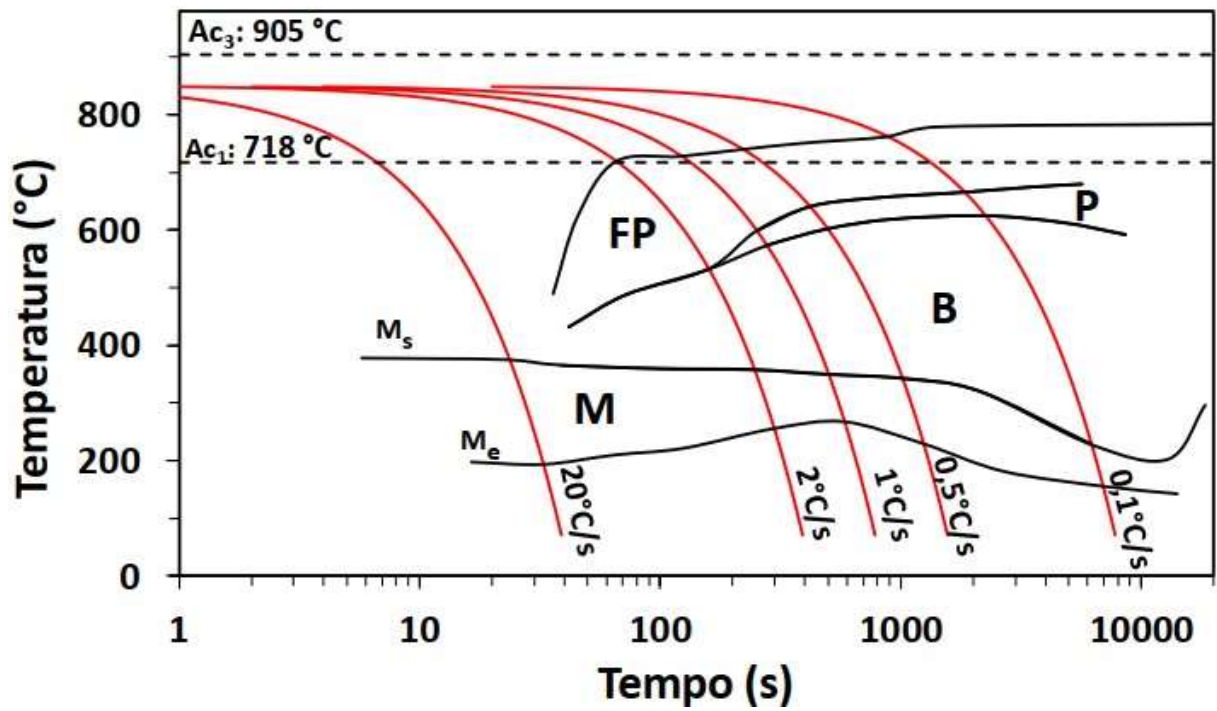
YASUNAGA, K.; ISEKI, M.; KIRITANI, M. Dislocation structures introduced by high-speed deformation in bcc metals. **Materials Science and Engineering A**, v. 350, n. 1–2, p. 76–80, 2003.

ZAJAC, S.; KOMMANDA, J.; MORRIS, P.; DIERICKX, P.; MATERA, S.; PENALBA DIAZ, F. **Quantitative structure-property relationships for complex bainitic microstructures**, Commission of European Communities. Disponível em: <https://op.europa.eu/en/publication-detail/-/publication/22f902b8-37e3-4fa1-86fe-5876e4974329>.

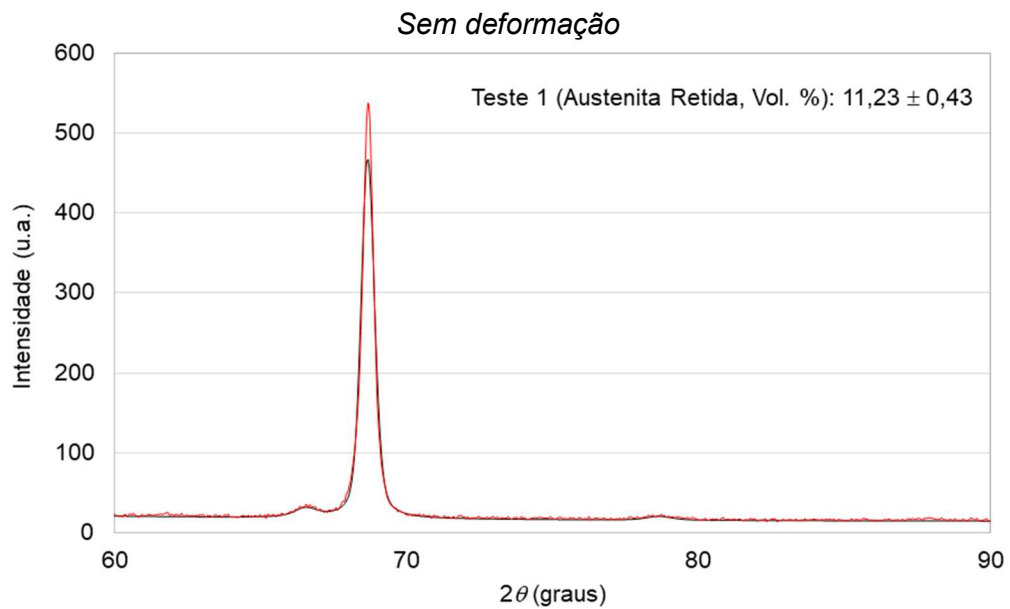
ZAJAC, Stanislaw; SCHWINN, Volker; TACKE, K. H. Characterisation and Quantification of Complex Bainitic Microstructures in High and Ultra-High Strength Linepipe Steels. **Materials Science Forum**, v. 500–501, p. 387–394, 2005.

ZHOU, Yanlei *et al.* Investigation on tempering of granular bainite in an offshore platform steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 626, p. 352–361, 2015.

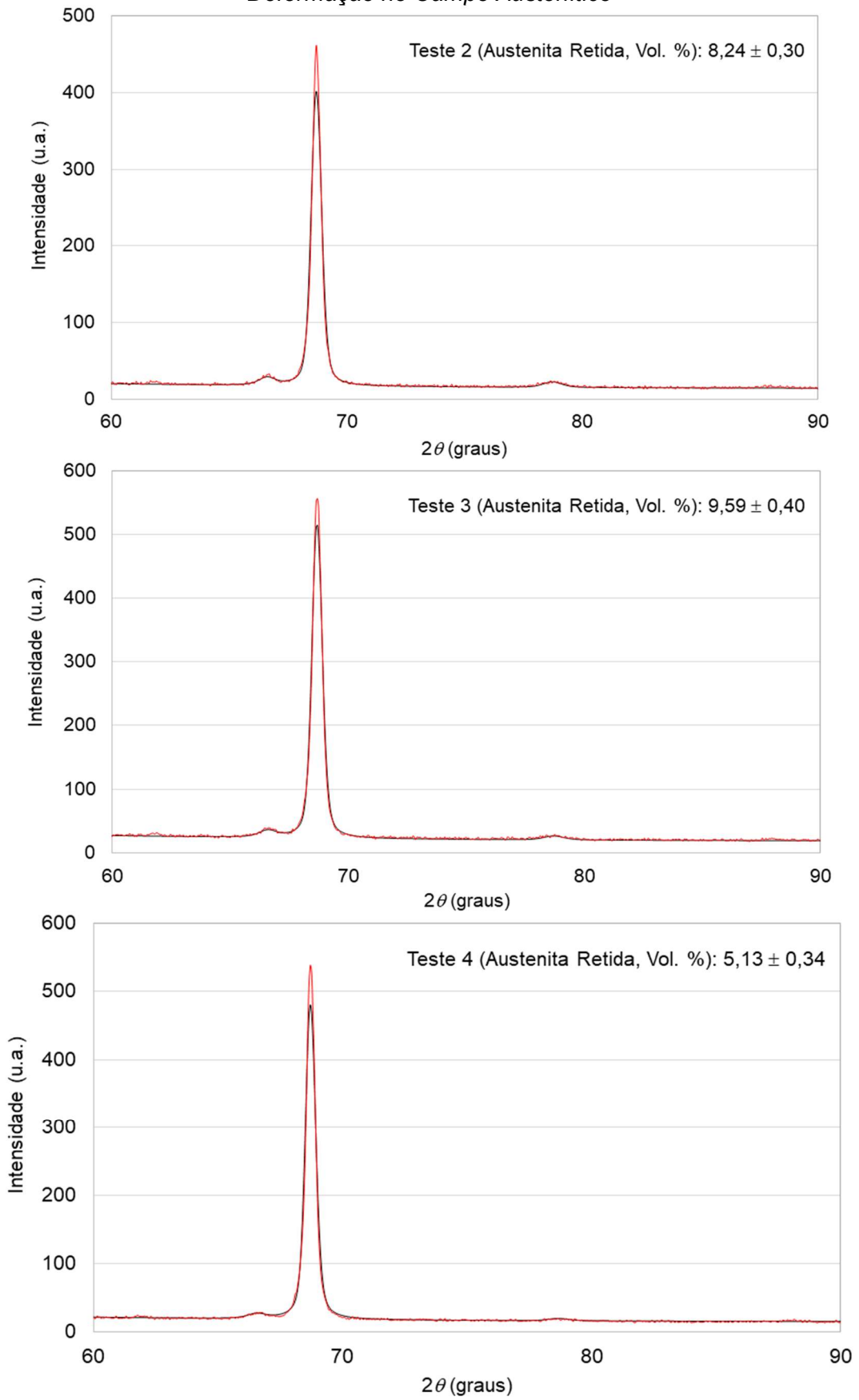
APÊNDICE A – Curva CCT do aço bainítico 18MnCrSiMo6-4.

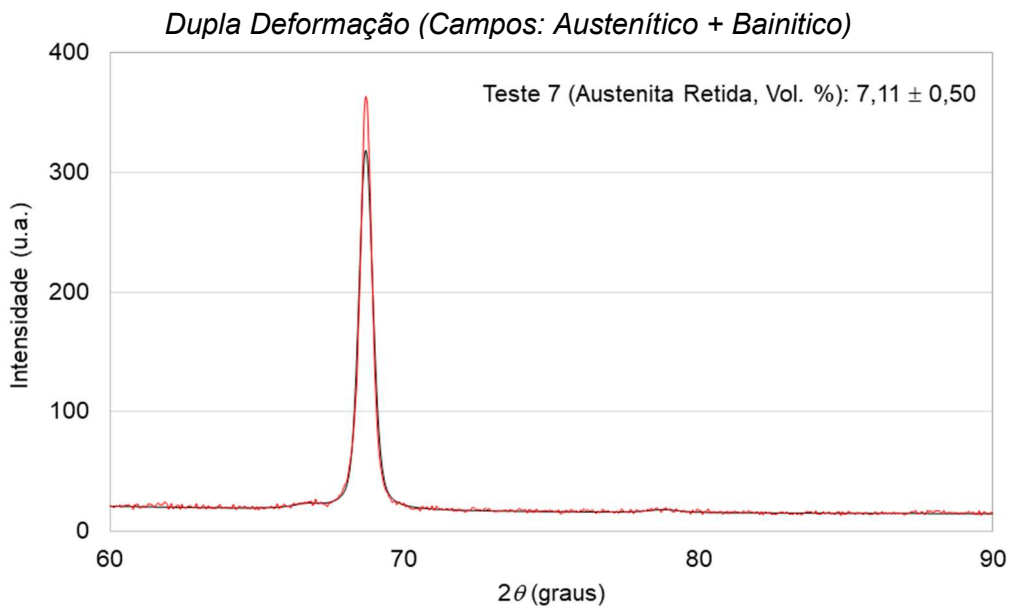
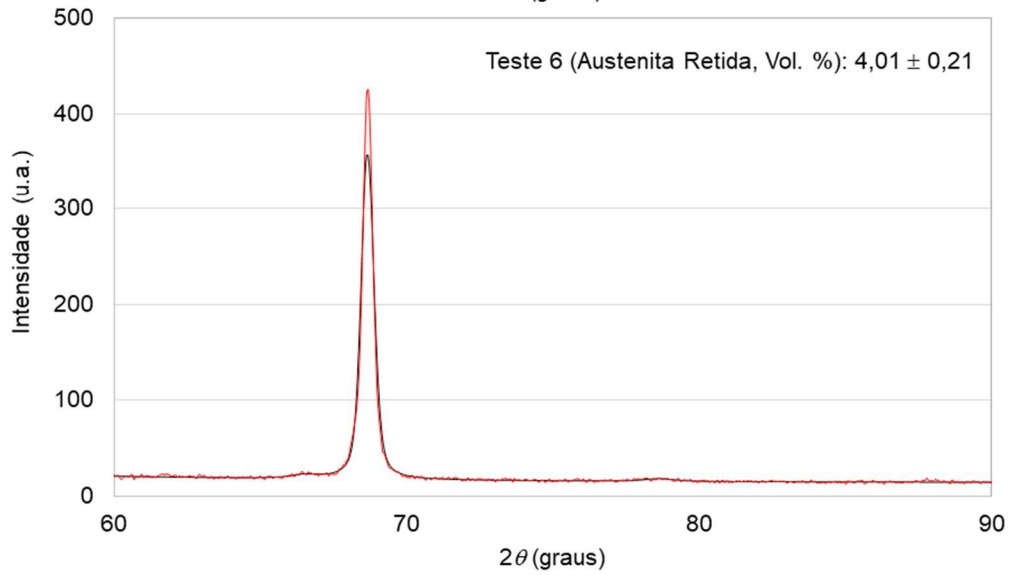
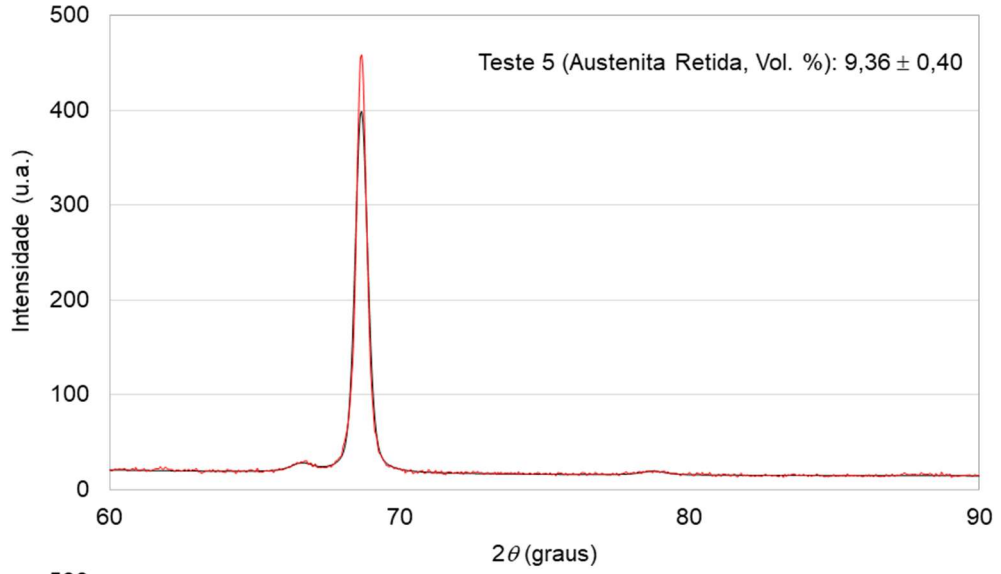


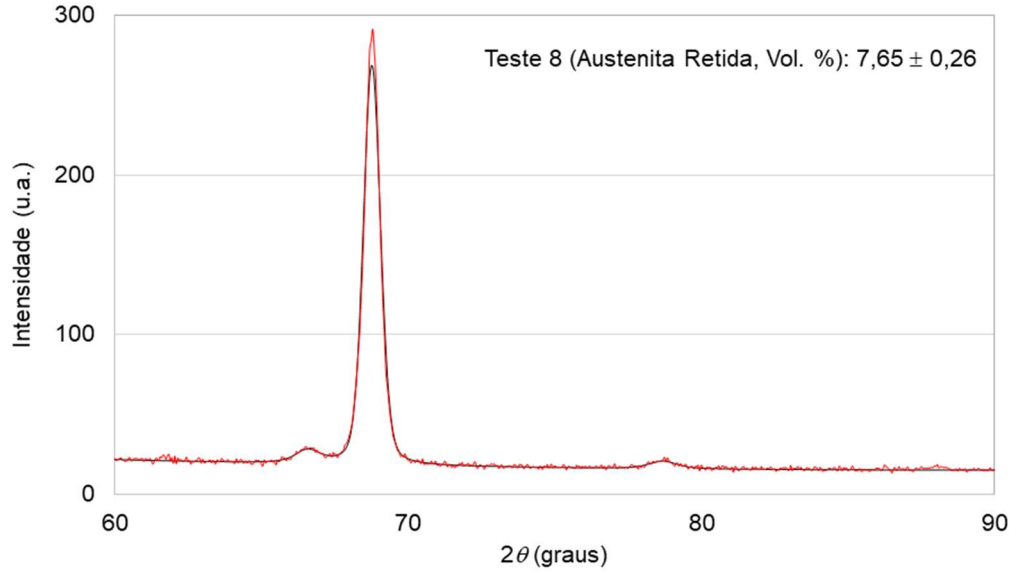
APÊNDICE B – Difratomogramas (relação de ensaios da Tabela 6).



Deformação no Campo Austenítico







Tratamento Isotérmico

