

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA E DE
MATERIAIS – PPGE3M**

CRISTIANO JOSÉ TURRA

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DE UM AÇO BAINÍTICO DE RESFRIAMENTO
CONTÍNUO APLICADO NO PROCESSO INDUSTRIAL DE FORJAMENTO A QUENTE**

PORTO ALEGRE

2021

CRISTIANO JOSÉ TURRA

**Caracterização Mecânica e Metalúrgica de um Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo
Aplicado no Processo Industrial de Forjamento a Quente**

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

Área de Concentração: Processos de Fabricação

ORIENTADOR: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

PORTO ALEGRE

2021

PÁGINA DE CATALOGAÇÃO

CRISTIANO JOSÉ TURRA

**Caracterização Mecânica e Metalúrgica de um Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo
Aplicado no Processo Industrial de Forjamento a Quente**

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

ORIENTADOR: Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha

COORDENADOR: Prof. Dr. Afonso Reguly

Aprovado em 09/08/2021

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Adão Felipe Oliveira Skonieski

Prof. Dr. Mario Wolfart Júnior

Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais Marisa e Pedro.

À minha namorada e amiga Maiara, pelo companheirismo e motivação ao longo destes anos.

Ao meu orientador Prof. Dr. Alexandre da Silva Rocha, pelas oportunidades e orientação.

Aos meus colegas do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM), em especial a Pedro de Castro e Antônio Silveira, pelas inúmeras contribuições neste trabalho.

Ao diretor do departamento de análise física do Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien (IWT), Dr.-Ing. Jérémy Epp, pela oportunidade e receptividade na Alemanha.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), pelo fomento ao Programa CAPES-Bragecrim, processo nº 88887.142483/2017-00, auxílio nº 1844/17, e pela bolsa de mestrado sanduíche, processo nº 88887.387867/2019-00.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), pelo fomento ao Programa CAPES-BRAGECRIM, processo nº 308773/2018-7, e pela bolsa de mestrado acadêmico, processo nº 130025/2019-4.

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), pela oportunidade.

À banca examinadora, pelas correções sugeridas.

Ao Eng. Douglas Rodrigues, e em seu nome à Inpel Transmissões Mecânicas, pela infraestrutura e disponibilidade para a realização dos experimentos.

Ao Prof. Dr. Mario Wolfart Junior e diretor Prof. Eduardo Butzen, e em seus nomes o Laboratório de Ensaios Mecânicos e Metalúrgicos do Instituto Federal Catarinense (LABEMM – IFC), pela disposição da infraestrutura para realização de ensaios.

Aos amigos Felipe Canal, Fernando Dacas, Mateus Pasini e Matheus Alves, pelo suporte na realização de ensaios.

Aos servidores e funcionários da UFRGS que de forma direta ou indiretamente contribuíram neste trabalho.

RESUMO

Microestruturas bainíticas livres de carbonetos formadas por resfriamento contínuo diretamente após a deformação a quente, são boas alternativas para a redução de custos na fabricação de produtos forjados. Esta prática almeja uma cadeia produtiva energeticamente eficiente e sustentável por meio de uma rota de fabricação enxuta, sem deixar de atender os requisitos de projeto. O objetivo do trabalho foi investigar a aplicabilidade de um novo aço bainítico de baixo teor de carbono e elementos de liga de alto custo (DIN 18MnCrSiMo6-4), no processo industrial de forjamento a quente, com uma rota de processamento enxuta, avaliando o seu comportamento mecânico-metalúrgico para a fabricação de componentes forjados. O aço DIN 20MnCr5, que é aplicado na rota convencional, foi utilizado como material comparativo. Os aços foram submetidos ao forjamento por meio de uma rota industrial modificada, com duas temperaturas de austenitização mais baixas do que a convencional e resfriamento controlado, a fim de avaliar o efeito do refino do grão austenítico na transformação de fases e propriedades mecânicas da bainita. Não foram utilizados tratamentos térmicos ou etapas posteriores ao forjamento, frequentemente empregadas na rota convencional. Amostras das condições de recebimento e pós forjamento foram submetidas à caracterização microestrutural via microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura para a quantificação do tamanho de grão austenítico e de constituintes M/A. A quantificação de austenita retida foi realizada através de medições por difração de raios-X. Além disso, foi realizada a caracterização das propriedades mecânicas através de ensaios de microdureza e dureza Vickers, ensaios de tração uniaxial para a determinação da resistência mecânica e ductilidade, e ensaios de impacto Charpy para a determinação da tenacidade. Os resultados mostraram que a temperatura de forjamento tem grande influência no tamanho do grão austenítico recristalizado, que por sua vez influencia a decomposição da austenita e formação de fases. De modo geral, o aço bainítico apresentou melhoria de propriedades após forjamento e resfriamento a ar, as quais se sobressaíram às do aço DIN 20MnCr5 em todas as condições. Verificou-se indicativos de que o aço bainítico pode ser uma boa opção para a substituição de aços para cementação, tempera e revenimento na fabricação de componentes mecânicos forjados com uma rota de processamento energeticamente eficiente.

PALAVRAS-CHAVE: Bainita Granular, Constituinte M/A, Rota de Processamento, Temperatura.

ABSTRACT

Carbide free bainitic microstructures formed by continuous cooling directly after hot-working are interesting alternatives for cost savings in the manufacturing of forged mechanical components. This practice aims at energy efficient and environmentally manufacturing chain through a lean manufacturing route, while still attending to the design requirements. The objective of this work was to investigate the applicability of a new low carbon and low-cost alloy bainitic steel (DIN 18MnCrSiMo6-4), in industrial hot-forging process with a lean manufacturing route, evaluating its mechanical and metallurgical behavior in forged mechanical components manufacturing. The DIN 20MnCr5 steel, which is applied in the conventional route, was used as a comparative material. Both steels were submitted to a forging process by employing a modified industrial route, using two lower austenitizing temperatures than the conventional route and controlled cooling, in order to evaluate the effect of austenite grain refinement on phase transformations and bainite mechanical properties. Conventional post-forging heat treatments were not employed. Samples from as-received steels and after forging were submitted to microstructural characterization by optical and scanning electronic microscopy to assess the austenite grain size and quantify the M/A constituents. The quantification of austenite was carried out by X-ray diffractions measurements. In addition, mechanical properties were characterized by microhardness and hardness Vickers tests, uniaxial tensile tests to determine strength and ductility, and Charpy impact tests to determine toughness. The results have shown that forging temperature has a great influence on the recrystallized austenite grain size, which influences the austenite decomposition and phase formation. In general, the bainitic steel displayed improved properties after forging and air cooling, which were superior to those of the conventional steel in all conditions. Results indicate that the bainitic steel can be a good option to replace hardening, quenching and tempering treated steels in the manufacturing of forging mechanical components with energy efficient processing route.

KEYWORDS: Granular Bainite, M/A Constituents, Processing Route, Temperature.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fenômenos físico-metalúrgicos do forjamento. a) Encruamento. b) Recuperação. c) Recristalização incompleta. d) Recristalização completa. e) Crescimento normal de grão. f) Crescimento anormal de grão.	25
Figura 2 - Evolução da nucleação de grãos recristalizados.	25
Figura 3 - Rotas de processamento para diferentes classes de materiais.	30
Figura 4 - Mecanismo de formação dos feixes bainíticos.	33
Figura 5 - Propriedades mecânicas de acordo com o processamento.	35
Figura 6 - Principais influências na resistência mecânica da bainita.....	36
Figura 7 – Fluxograma metodológico do trabalho.	39
Figura 8 – Curvas CCT dos aços. a) Aço DIN 20MnCr5. b) Aço bainítico.	40
Figura 9 – Processamento termomecânico para obtenção da engrenagem. a) Tarugo. b) Pós forjamento. c) Pós-usinagem.	41
Figura 10 - Ciclos termomecânicos aplicados.....	41
Figura 11 – Esquematização das etapas do experimento de forjamento.....	43
Figura 12 - Disposição dos termopares na amostra forjada.	45
Figura 13 - Resfriamento natural das amostras forjadas.	46
Figura 14 - Contagem do número de interceptos.	48
Figura 15 - Superfície de análise.....	48
Figura 16 - Etapas de processamento de imagem.	53
Figura 17 - Diferentes formas de constituintes M/A.....	54
Figura 18 - Definição de diâmetro máximo (D_{max}) e mínimo (D_{min}).....	54
Figura 19 – Ilustração da classificação dos constituintes de acordo com o seu aspecto.....	55
Figura 20 - Perfil de medição de dureza.	56
Figura 21 - Local de extração do corpo de prova de ensaio de tração.	56
Figura 22 - Local de extração do corpo de prova de ensaio Charpy.	57
Figura 23 – Microestrutura inicial dos aços. a) Aço DIN 20MnCr5. b) Aço bainítico.	58
Figura 24 - TGA após o forjamento. Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a) e 1100 °C (c). Aço bainítico forjado em 1030 °C (b) e 1100 °C (d).....	61

Figura 25 - Microestruturas nas condições de forjamento via MO (a,c,e,g) e MEV (b,d,f,h). Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a-b) e 1100 °C (c-d). Aço bainítico forjado em 1030 °C (e-f) e 1100 °C (g-h). As flechas vermelhas correspondem ao CGA prévio à transformação.	63
Figura 26 - Microestruturas via microscopia óptica em maior magnificação. Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a) e 1100 °C (b). Aço bainítico forjado em 1030 °C (c) e 1100 °C (d). As flechas e pontilhados vermelhos correspondem ao CGA prévio à transformação.	65
Figura 27 - Microestruturas via MO reveladas por reagente LePera. Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a-b) e 1100 °C (c-d). Aço bainítico forjado em 1030 °C (e-f) e 1100 °C (g-h).....	69
Figura 28 - Fração de austenita retida e constituintes M/A.....	70
Figura 29 - Variação do diâmetro de Feret. a) Aço DIN 20MnCr5. b) Aço bainítico.	72
Figura 30 – Fração de constituintes M/A de acordo com a classificação. a) Aço DIN 20MnCr5. b) Aço bainítico.....	73
Figura 31 - Classificação dos constituintes M/A de acordo com o aspecto e o diâmetro de Feret. Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a) e 1100°C (b). Aço bainítico forjado em 1030 °C (c) e 1100 °C (d).	74
Figura 32 - Distribuição dos constituintes M/A na matriz bainítica. Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a) e 1100°C (b). Aço bainítico forjado em 1030 °C (c) e 1100 °C (d).....	75
Figura 33 – Perfis de dureza.	78
Figura 34 - Propriedades obtidas pelo ensaio de tração. Resistência mecânica (a), alongamento total e redução de área (b).	79
Figura 35 – Difractogramas obtidos por análise de difração de raios-X dos materiais na condição de recebimento. a) DIN 20MnCr5. b) Aço bainítico.	102
Figura 36 - Difractogramas obtidos por análise de difração de raios-X dos materiais na condição de forjamento em 1030 °C. (a-b) DIN 20MnCr5. (c-d) Aço bainítico.	103
Figura 37 - Difractogramas obtidos por análise de difração de raios-X dos materiais na condição de forjamento em 1100 °C. (a-b) DIN 20MnCr5. (c-d) Aço bainítico.	104

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química dos aços (% em massa).....	39
Tabela 2 - Condições de processamento termomecânico.	42
Tabela 3 - Informações e características do processo de forjamento.	43
Tabela 4 - Composição química do reagente LePera modificado.	49
Tabela 5 – Comandos utilizados para tratamento e quantificação dos constituintes M/A.....	53
Tabela 6 – Classificação de acordo com o aspecto $D_{max}D_{min}$	54
Tabela 7 – Propriedades mecânicas e metalúrgicas dos aços na condição de recebimento. .	59
Tabela 8 - Densidade de discordâncias na ferrita, fração de austenita retida e conteúdo de C na austenita.	66

LISTA DE SIGLAS

AR	Austenita retida;
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BG	Bainita Granular;
BR	Bainita em Ripas;
BRAGECRIM	<i>Brazilian-German Collaborative Research Initiative on Manufacturing Technology</i> (Iniciativa de Pesquisa colaborativa Brasil-Alemanha em Tecnologia de Manufatura);
BS	Bainita Superior;
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation;</i>
CE	Carbono Equivalente;
CGA	Contorno de Grão Austenítico;
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
DRX	Difração de Raios-X;
EBSD	<i>Electron backscatter diffraction</i>
F	Ferrita;
FA	Ferrita Alotriomórfica;
FB	Ferrita Bainítica;
FP	Ferrita Proeutetóide;
FPEP	Ferríticos Perlíticos Endurecidos por Precipitação
FPEP-M	Ferríticos Perlíticos Endurecidos por Precipitação Microligado com V;
HV	Dureza Vickers (do inglês Hardness Vickers);
IWT	<i>Leibniz Institut für Werkstofforientierte Technologien;</i>
LE	Limite de Escoamento;
LR	Limite de Resistência à tração;
M	Martensita;
M/A	Martensita-Austenita;
MET	Microscopia eletrônica de transmissão;
MEV	Microscopia eletrônica de varredura;
MO	Microscopia Óptica;

P	Perlita;
RA	Redução de Área;
T&R	Têmpera e Revenimento
TGA	Tamanho de Grão Austenítico;
TRIP	Transformação induzida por plasticidade;
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

LISTA DE SÍMBOLOS

MPa	Mega Pascal;
B _s	Temperatura de início da transformação Bainítica (<i>Bainite Start</i>)
M _s	Temperatura de início da transformação martensítica (<i>Martensite Start</i>)
A _{c3}	Temperatura de início da transformação da austenita no aquecimento;
A _{c1}	Temperatura de fim da transformação da austenita no aquecimento;
∅	Diâmetro
Q	Energia na forma de calor
m	Massa
c _p	Calor específico
T _f	Temperatura final
T _i	Temperatura inicial
\dot{Q}	Taxa de resfriamento
t	Tempo;
T	Temperatura;
d	Diâmetro do círculo
n	Número de intercepções
\bar{d}	Diâmetro médio dos grãos
\bar{l}	Comprimento médio do intercepto
Na ₂ S ₂ O ₅	Metabissulfito de sódio
H ₂ O	Água destilada
C ₆ H ₃ N ₃ O ₇	Ácido pícrico
C ₂ H ₆ O	Álcool etílico
λ	Comprimento de onda
2θ	Ângulo entre feixe de elétrons e detector
w _c	Quantidade de carbono na austenita;
a _y	Parâmetro de rede da austenita medido;
a _{y0}	Parâmetro de rede da austenita teórico;
ρ _α	Densidade de discordâncias na ferrita;
ε	Microdeformação

b	Vetor de Burger
D	Tamanho do cristalito
D_{max}	Diâmetro máximo do constituinte M/A;
D_{min}	Diâmetro mínimo do constituinte M/A;
Fe_3C	Cementita
HV1	Dureza Vickers medida com carga de 1kgf
A5	Alongamento
HV30	Dureza Vickers medida com carga de 30kgf
Mo_2C	Carboneto de molibdênio
$\rho_{m/a}$	Densidade de constituintes M/A;

SUMÁRIO

RESUMO.....	6
ABSTRACT	7
LISTA DE FIGURAS.....	8
LISTA DE TABELAS.....	10
LISTA DE SIGLAS.....	11
LISTA DE SÍMBOLOS.....	13
1. Introdução	18
1.1. Estrutura do trabalho.....	21
2. Revisão Bibliográfica.....	22
2.1. Forjamento a quente de aços	22
2.1.1. Etapas do processo de forjamento a quente em matriz fechada.....	23
2.1.2. Fenômenos físicos-metalúrgicos em forjamento	24
2.1.3. Variáveis do processo de forjamento	27
2.1.4. Forjamento na indústria.....	28
2.2. Aços bainíticos de baixo carbono para forjamento.....	30
2.2.1. Composição química	31
2.2.2. Bainita clássica e bainita livre de carbonetos	32
2.2.3. Propriedades mecânicas e metalúrgicas.....	35
2.2.4. Aplicação dos aços bainíticos em produtos forjados.....	37
3. Procedimento Experimental.....	39
3.1. Materiais	39
3.2. Forjamento industrial de tarugos para a obtenção de amostras forjadas.....	40
3.3. Estimativa das condições de aquecimento e resfriamento.....	43
4. Métodos de Análises e Testes	47
4.1. Análise microscópica.....	47
4.1.1. Revelação e medição do TGA.....	47

4.1.2.	Revelação da microestrutura	49
4.1.3.	Revelação dos constituintes M/A	49
4.2.	Quantificação de fases.....	50
4.2.1.	Quantificação de austenita retida via difração de raios-X.....	50
4.2.1.1.	Conteúdo de carbono na austenita retida	51
4.2.1.2.	Densidade de discordâncias na ferrita	52
4.2.2.	Quantificação de constituintes M/A via microscopia óptica	52
4.3.	Ensaio mecânicos	55
4.3.1.	Ensaio de microdureza e dureza Vickers.....	55
4.3.2.	Ensaio de tração	56
4.3.3.	Ensaio de impacto Charpy com entalhe em V	56
5.	Resultados e discussão	58
5.1.	Materiais na condição de recebimento	58
5.2.	Materiais processados termomecanicamente por forjamento	60
5.2.1.	Caracterização microestrutural.....	60
5.2.1.1.	Tamanho de grão austenítico (TGA) recristalizado	60
5.2.1.2.	Microestrutura	62
5.2.2.	Quantificação de austenita retida e constituintes M/A.....	66
5.2.2.1.	Quantificação de austenita retida via difração de raios-X	66
5.2.2.2.	Constituintes M/A via microscopia óptica	68
5.2.3.	Caracterização Mecânica	77
5.2.3.1.	Dureza.....	77
5.2.3.2.	Resistência mecânica, alongamento e redução de área.....	78
5.2.3.3.	Tenacidade	82
6.	Conclusões.....	85

Sugestões para trabalhos futuros.....	87
Referências Bibliográficas.....	88
ANEXO – I.....	102

1. Introdução

Apesar da redução do consumo de energia elétrica de 42% para 35% no setor industrial entre os anos de 2000 e 2016, o ano de 2019 apresentou ainda 34,7% do consumo de energia elétrica do país, o maior dentre os setores (EPE - EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA, 2020). Embora a busca constante por maior produção de energia, a projeção é que em 2026 o setor industrial consuma 33,5% da energia elétrica produzida, sendo ainda o setor que mais demanda energia (EPE - EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA, 2017).

Dentre as principais atividades industriais responsáveis pelo consumo de energia elétrica estão os setores de produção, processamento e beneficiamento de aço, não apenas por serem destaque entre as atividades do país, mas também por utilizarem equipamentos robustos e que exigem alta demanda energética para o funcionamento, como fornos, prensas, laminadores, e sistemas de aquecimento e refrigeração.

Em 2019 o Brasil foi o nono país que mais produziu aço no mundo, com uma marca de 32,3 milhões de toneladas (ABM, 2020), sendo também o maior produtor da América Latina (INSTITUTO AÇO BRASIL, 2020). Ambos os setores industriais utilizam processos termomecânicos como laminação e forjamento, para a produção de matéria prima ou componentes mecânicos, os quais podem utilizar diversos ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento do material até se atingir as características e propriedades requeridas no produto final. Automóveis, máquinas pesadas e máquinas agrícolas podem conter mais de 250 componentes forjados aplicados nas mais diversificadas funções, como parte do sistema mecânico, estrutural e de segurança, ou ainda componentes sujeitos à choque mecânico (RANA; SINGH, 2016).

As rotas convencionais de forjamento podem utilizar extensa sequência de tratamentos térmicos após o forjamento para atingir as propriedades finais do produto (SOURMAIL, T., 2017). Normalização, endurecimento (cementação ou têmpera), revenimento e alívio de tensões são os tratamentos mais empregados nas rotas convencionais, as quais utilizam amplamente aços para cementação ou aços para Têmpera e Revenimento (T&R) (KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012).

Por motivações econômicas, técnicas e ambientais, a busca por materiais que possam atingir as propriedades mecânicas requeridas sem ou com redução do uso de tratamentos

térmicos, sempre foi almejada (BUCHMAYR, 2016; SOURMAIL, T., 2017). A utilização de rotas de processamento mais enxutas, as quais não utilizam tratamentos térmicos após o forjamento, já vem sendo estudada há algum tempo e a sua implementação foi possível com o desenvolvimento dos aços Ferríticos-Perlíticos Endurecidos por Precipitação (FPEP) (KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012; SOURMAIL, T., 2017). Apesar do aumento de resistência ao escoamento em relação aos aços ferríticos-perlíticos comuns, devido à formação de precipitados, controle do Tamanho de Grão Austenítico (TGA) e resfriamento controlado, as propriedades mecânicas dos aços FPEP ainda não atingem valores satisfatórios para muitas aplicações, necessitando recorrer ainda aos aços T&R.

O desenvolvimento de uma nova geração de aços bainíticos para forjamento vêm oferecendo microestruturas com melhores propriedades para aplicações de alto desempenho e performance, sem a necessidade de uma cadeia extensa de tratamentos posteriores ao forjamento (BHADESHIA, 2019). Isto se deve à produção de uma microestrutura totalmente ou predominantemente bainítica, que pode ser formada durante o resfriamento contínuo após forjamento, diferentemente da microestrutura martensítica, economizando em custos de fabricação. Este grupo de materiais é denominado como aços bainíticos de resfriamento contínuo. Esta nova geração de aços bainíticos abre a possibilidade do forjamento controlado a fim de refinar o grão austenítico prévio à transformação bainítica, refinando assim a morfologia da microestrutura durante a transformação. O aumento de resistência mecânica via refino microestrutural é uma interessante opção, visto que o TGA menor também pode trazer benefícios para a tenacidade.

Melhores combinações de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade podem ser alcançadas através da mudança de composição química para evitar a formação de carbonetos durante a transformação bainítica, e formar uma microestrutura refinada, consistindo de ferrita bainítica, austenita e martensita (BHADESHIA, 2019). Através do ajuste da composição química para a formação de microestruturas bainíticas livres de carbonetos em resfriamento contínuo, redução da concentração de elementos de liga, e do planejamento do processamento do material para refinar a microestrutura, está sendo possível obter componentes forjados com propriedades microestruturais tão satisfatórias quanto às dos aços para T&R ou cementação, porém com uma rota mais enxuta e simplificada, o que resulta

em economia de tempo, recursos energéticos e custos de fabricação (RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012; SOURMAIL, T., 2017).

Sabe-se que as propriedades mecânicas dos aços estão intimamente ligadas às propriedades metalúrgicas. As principais vantagens da microestrutura bainítica livre de carbonetos são: maior resistência à fratura por clivagem devido à inexistência de cementita; aumento de resistência mecânica e tenacidade devido à formação de placas finas de ferrita separadas por filmes de austenita e obtenção da microestrutura sem recorrer a teores elevados de elementos de liga caros (BHADESHIA, 2019).

Neste trabalho foram estudados os efeitos do forjamento e resfriamento sobre o TGA, e como isto reflete na decomposição de fases e propriedades mecânicas (dureza, resistência mecânica, ductilidade e tenacidade) de um novo aço bainítico de resfriamento contínuo (DIN 18MnCrSiMo6-4). Um aço para cementação atualmente empregado nos processos de forjamento (DIN 20MnCr5), foi utilizado como material comparativo. O objetivo deste estudo foi investigar a aplicabilidade do aço bainítico de baixo carbono e de baixo teor de elementos de liga de alto custo, no processo industrial de forjamento a quente, avaliando o seu potencial para atingir as propriedades finais sem utilizar tratamentos térmicos posteriores (normalização + cementação + revenimento + alívio de tensões). Os aços foram aplicados numa rota industrial de processamento termomecânico modificada, a qual visa dar forma ao material para a fabricação de uma engrenagem cônica de dentes helicoidais. As propriedades mecânicas após o forjamento foram comparadas a fim de avaliar o comportamento dos aços sem a utilização de tratamentos posteriores, e assim, abordando a aplicação em componentes mecânicos forjados com uma rota de processamento tão enxuta quanto a dos aços FPEP.

Este trabalho está incorporado no escopo do projeto *“Energy Efficient Manufacturing Chain for Advanced Bainitic Forging Steels Based on Thermo-Mechanical Processing”*, vinculado ao programa *Brazilian-German Collaborative Research Initiative on Smart Connected Manufacturing (BRAGECRIM)*, que visa estudar a viabilidade da aplicação de aços bainíticos de resfriamento contínuo no processo de forjamento, a fim de reduzir o consumo energético por meio da redução da cadeia de processamento na fabricação de componentes mecânicos.

1.1. Estrutura do trabalho

A estrutura do trabalho é basicamente dividida em 4 partes: revisão bibliográfica; procedimento experimental; resultados e discussão; e por fim as conclusões.

O item 2. apresenta a revisão bibliográfica para o desenvolvimento do trabalho. Os principais conceitos de metalurgia e do processo de forjamento a quente foram abordados para revisar o estado da arte, motivar a realização deste trabalho e embasar a discussão dos resultados.

O item 3. apresenta de forma detalhada todo o procedimento experimental do processamento termomecânico para a obtenção das amostras forjadas. Além disso, são mostradas breves informações dos materiais na condição de fornecimento, como composição química e curvas de resfriamento contínuo.

O item 4. apresenta o procedimento de análises metalúrgicas e testes mecânicos de acordo com as normas que regem estes procedimentos, bem como as demais informações relevantes para cada análise ou teste mecânico.

O item 5. apresenta os resultados e discussões. Os resultados são mostrados de forma ordenada e a discussão segue esta mesma ordem para melhor compreensão. Foram utilizadas as principais teorias apresentadas na revisão bibliográfica para explicar e compreender o comportamento dos materiais perante às condições do processamento termomecânico.

Para o término do trabalho, o item 6. apresenta as conclusões de forma sumarizada.

2. Revisão Bibliográfica

Neste item serão revisadas as principais informações que sustentam e motivam a investigação deste trabalho. Foi realizada uma breve revisão do processo de forjamento a quente e dos fenômenos físicos-metalúrgicos envolvidos no processo, bem como uma abordagem em relação ao avanço no desenvolvimento de ligas e microestruturas bainíticas para aplicações em processos de forjamento a quente.

2.1. Forjamento a quente de aços

O forjamento de aços é um dos mais antigos processos de fabricação que visa dar forma útil à matéria prima, e se desenvolveu de forma mais acentuada no período da revolução industrial (KHARE, 2004).

A maioria das operações de forjamento industrial são realizadas a quente por permitir a fabricação de peças com geometria complexa, exigir menores esforços do ferramental e equipamento (RANA; SINGH, 2016), e possibilitar a obtenção de propriedades mecânicas e microestruturais desejadas. Através da deformação a quente, melhores propriedades são obtidas pois o processo permite romper a segregação de elementos, eliminar porosidades oriundas da solidificação, homogeneizar a composição química, produzir uma estrutura de grãos em fibras e reduzir o TGA (KHARE, 2004).

Outra vantagem do forjamento é a produção sem ou com pouca perda de material quando comparado à processos de usinagem por exemplo. Além disso, o tempo de produção para dar forma final ao produto pode ser bastante reduzido, resultando em um aumento da produtividade em larga escala. Ambos aspectos do processo contribuem para uma cadeia de produção energeticamente eficiente (ALTAN; NGAILE; SHEN, 2005).

Os processos de forjamento a quente dividem-se basicamente em dois grandes grupos: forjamento em matriz aberta e forjamento em matriz fechada. O forjamento em matriz aberta utiliza duas matrizes planas para a compressão, e é frequentemente utilizado para o processamento de formas de geometria simples, ou ainda, pré-formas para o processamento em matriz fechada. O forjamento em matriz fechada, mais comum na fabricação de componentes mecânicos de geometria complexa, utiliza matrizes com cavidades a serem preenchidas pelo material durante a compressão para dar a forma

desejada. Dependendo da complexidade da geometria do componente, podem ser necessárias várias etapas de deformação até se atingir a forma requerida (HELMAN; CETLIN, 2010).

2.1.1. Etapas do processo de forjamento a quente em matriz fechada

De modo geral, o processo de forjamento a quente se sumariza em etapas de: austenitização; recalçamento; forjamento em matriz; rebarbamento e resfriamento.

- A austenitização é a etapa em que se aquece o material a partir da temperatura ambiente até a temperatura de austenitização escolhida, mantendo-o nesta temperatura por um determinado tempo a fim de garantir a homogeneização térmica, química e microestrutural do material.

- O recalçamento é a etapa que consiste em uma compressão livre (em matriz aberta), e tem por objetivo pré-distribuir o material de forma tão próxima quanto possível da forma final, antes da compressão em matriz fechada. Ainda, esta etapa pode não ser necessária dependendo da simplicidade ou complexidade da geometria da forma final.

- O forjamento em matriz fechada é a etapa que consiste em comprimir o material de forma que este preencha as cavidades da matriz, dando a forma desejada ou muito próxima ao produto final. Conforme a complexidade da geometria, podem ser empregadas uma ou mais etapas de deformação. O processo na sua grande maioria causa a formação de rebarbas, as quais podem ser removidas pelo processo de rebarbação (HELMAN; CETLIN, 2010).

- O rebarbação visa remover do forjado os excessos de material expelidos através de cavidades na matriz durante o processo de compressão, por meio de uma matriz projetada para esta operação (HELMAN; CETLIN, 2010).

- O resfriamento consiste em reduzir a temperatura do forjado após o rebarbamento, até atingir a temperatura ambiente (na maioria dos casos). A taxa de resfriamento combinada com o TGA e composição química, controlarão a decomposição da austenita em diferentes fases, com grande influência na microestrutura e propriedades mecânicas finais, tornando esta etapa uma das mais importantes do processo (BUCHMAYR, 2016; SILVEIRA *et al.*, 2020). Contudo, se após o forjamento houver tratamentos térmicos, os

quais vão alterar a microestrutura novamente, ainda é necessário controlar o resfriamento, porém de uma forma menos cautelosa.

2.1.2. Fenômenos físicos-metalúrgicos em forjamento

Os fenômenos microestruturais atuantes durante o processamento com deformação a quente funcionam com um mesmo objetivo: reduzir a energia do sistema ao nível mais baixo. O primeiro fenômeno é o crescimento de grão, que ocorre ainda no aquecimento, ao se atingir temperaturas mais elevadas. A taxa de crescimento de grão é intimamente influenciada pela temperatura e composição química. Quanto maior a temperatura, maior é a velocidade de migração dos Contornos de Grão Austenítico (CGA), devido à redução da energia de ativação para romper ligações, reorganizar a estrutura atômica e dissolver precipitados (ROLLETT; ROHRER; HUMPHREYS, 2017).

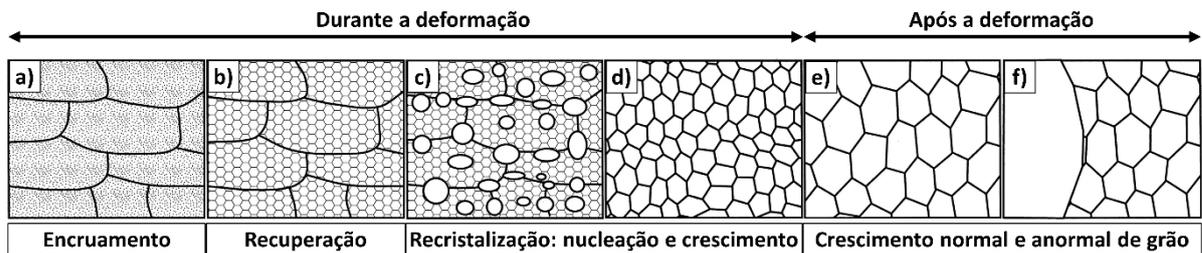
Outro fato é que temperaturas mais elevadas dissolvem mais facilmente partículas duras (geralmente carbonetos), presentes na matriz e que agem por meio do ancoramento de contorno de grão (SHIRDEL, M.; MIRZADEH; PARSA, 2014; SHIRDEL, Mohammad; MIRZADEH; HABIBI PARSA, 2014). Logo, as temperaturas de austenitização, mesmo em tempos de encharque similares, podem proporcionar grãos austeníticos prévios à deformação com diferentes tamanhos.

Há dois tipos de crescimento de grão: normal e anormal (uniforme e não uniforme) (SHIRDEL, Mohammad; MIRZADEH; HABIBI PARSA, 2014). Os fatores que podem contribuir para o crescimento anormal de grãos são muitos, como textura, partículas de segunda fase (carbonetos), efeitos de superfície e contornos de grão (CHOI; YOON, 2001; KOO; YOON, 2001; SHIRDEL, M.; MIRZADEH; PARSA, 2014). De forma geral, os principais parâmetros que determinam o TGA médio após a austenitização são: temperatura, tempo em temperatura, TGA inicial e condições gerais da matriz, como presença de precipitados e inclusões (XU, D. *et al.*, 2017).

Ao iniciar a deformação do material, ocorre o fenômeno de encruamento e o número de discordâncias começa a ser multiplicado (Figura 1-a). Entretanto, quando em alta temperatura, o encruamento não é tão pronunciado devido ao fenômeno de recuperação prevalecer.

A recuperação dinâmica ocorre nos primeiros estágios da deformação, momento em que há um aumento na tensão de escoamento devido às interações e multiplicações de discordâncias provocadas pela deformação (encruamento). Com o aumento da densidade de discordâncias, a força motriz e a taxa de recuperação aumentam, e ocorre o desenvolvimento de uma microestrutura de sub-grãos (Figura 1-b)(ROLLETT; ROHRER; HUMPHREYS, 2017).

Figura 1 - Fenômenos físico-metalúrgicos do forjamento. a) Encruamento. b) Recuperação. c) Recristalização incompleta. d) Recristalização completa. e) Crescimento normal de grão. f) Crescimento anormal de grão.

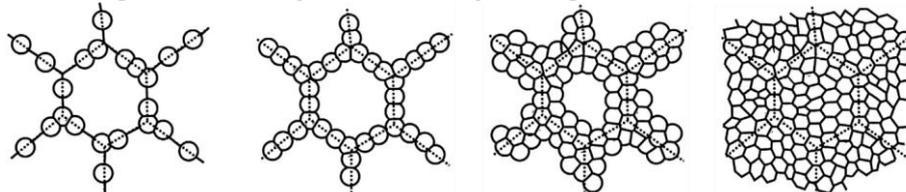


Fonte: Adaptado (ROLLETT; ROHRER; HUMPHREYS, 2017).

Ao se atingir uma condição de deformação crítica, na qual a recuperação dinâmica não é mais suficiente para reduzir a energia do sistema, o fenômeno de recristalização dinâmica é iniciado (Figura 1-c) (ROLLETT; ROHRER; HUMPHREYS, 2017; TAMURA *et al.*, 1988). Este fenômeno caracteriza-se pela formação de novos grãos que nucleiam e crescem preferencialmente a partir dos contornos de grão austenítico prévios.

Conforme procede a deformação, a densidade de discordâncias dos novos grãos aumenta e isso reduz a força motriz de crescimento destes novos grãos, e conseqüentemente a taxa de crescimento é cessada. Subseqüentemente, novos grãos nucleiam nos contornos dos grãos já recristalizados. Isto se repete até que toda a microestrutura esteja recristalizada (Figura 1-d), sendo que o tamanho dos grãos da recristalização dinâmica não muda conforme a recristalização procede (ROLLETT; ROHRER; HUMPHREYS, 2017). A Figura 2 mostra a evolução da nucleação e crescimento dos grãos recristalizados.

Figura 2 - Evolução da nucleação de grãos recristalizados.



Fonte: Adaptado de (ROLLETT; ROHRER; HUMPHREYS, 2017).

Os diferentes TGA prévio determinam o número de locais para nucleação dos novos grãos promovidos pela recristalização durante a deformação. Materiais com grãos menores apresentam mais área de contornos de grão austenítico por unidade de volume, logo apresentam mais locais para a nucleação de novos grãos. Desta forma, grãos austeníticos menores implicam em uma cinética de recristalização mais rápida e grãos maiores em uma cinética mais lenta (HUANG; LOGÉ, 2016; SAH; RICHARDSON; SELLARS, 1974).

Em contrapartida, apesar do TGA prévio à deformação afetar a cinética de recristalização, muitos estudos (MIRZADEH; PARSA; OHADI, 2013; ROBERTS; BODEN; AHLBLOM, 1979; ROLLETT; ROHRER; HUMPHREYS, 2017; SAH; RICHARDSON; SELLARS, 1974), relatam que não há efeito direto do TGA prévio à deformação com o TGA recristalizado, e que os principais fatores que irão determinar o TGA recristalizado são a temperatura de forjamento e a taxa de deformação (HUANG; LOGÉ, 2016; ROBERTS; BODEN; AHLBLOM, 1979).

Ao término da deformação, a microestrutura ainda passa por processos de restauração como: recuperação estática, crescimento anormal de grão, recristalização estática e recristalização metadinâmica (TAMURA *et al.*, 1988). A austenita encruada e/ou recuperada pelo mecanismo dinâmico, é aliviada através dos processos estáticos de recuperação e recristalização, com cinética dependente das condições de deformação prévia e resfriamento após a deformação. (TAMURA *et al.*, 1988).

Após o término da recristalização estática, apesar das discontinuidades serem removidas, ainda há contornos de grão, os quais são termodinamicamente instáveis, e o crescimento de grão surge novamente como um fenômeno final para proporcionar uma configuração de menor energia. Os grãos menores são eliminados através do crescimento dos grãos maiores. Desta forma uma menor densidade de contorno de grão é alcançada e a energia do sistema é reduzida. A taxa de crescimento de grão, a qual influenciará no tamanho final dos grãos, dependerá do tempo e temperatura em que há energia para a migração dos contornos de grão, tamanho inicial do grão recristalizado e composição química do material (TAMURA *et al.*, 1988).

2.1.3. Variáveis do processo de forjamento

A taxa de aquecimento, temperatura e tempo de austenitização são as principais variáveis que afetam o crescimento de grão austenítico prévio à deformação. A taxa de aquecimento e o tempo de encharque influenciam na homogeneidade da composição química da austenita e na dissolução de precipitados. A temperatura de austenitização aliada ao tempo de encharque tem grande influência na velocidade de migração dos contornos de grão austenítico, movimento que tende a ser acelerado com o aumento da temperatura. O TGA prévio à deformação influencia na cinética de recristalização durante a deformação (SAH; RICHARDSON; SELLARS, 1974).

A temperatura de forjamento é outra variável que influencia em diversos comportamentos do material e do ferramental. O aumento da temperatura reduz a pressão de forjamento e facilita o fluxo de material para as cavidades da matriz (HELMAN; CETLIN, 2010; KHARE, 2004). A temperatura de forjamento influencia principalmente a cinética de recristalização e crescimento de grãos, a qual resultará em diferentes refinamentos de grão austenítico, o qual tem grande influência na decomposição austenítica durante o resfriamento (HUANG; LOGÉ, 2016; SAH; RICHARDSON; SELLARS, 1974). A seleção da temperatura de forjamento é baseada geralmente na composição química do material, faixa de temperatura para ótima plasticidade e deformação equivalente desejada (KHARE, 2004). De forma geral a temperatura de forjamento diminui com o aumento de carbono (C) e elementos de liga.

A velocidade de deformação influencia na força necessária para produzir a deformação, bem como na dissipação de calor. Quanto mais rápida a deformação, maior é a força necessária e menos dissipação de calor é causada. A menor dissipação de calor pode causar um superaquecimento do material, ocasionando até mesmo a fusão (HELMAN; CETLIN, 2010; KHARE, 2004).

A principal função da lubrificação das matrizes de forjamento é reduzir o coeficiente de atrito entre as superfícies de contato tarugo/matriz, e por consequência facilitar o fluxo de material e prolongar a vida útil do ferramental, evitando quebra ou desgastes excessivos (KHARE, 2004). Entretanto, os lubrificantes encontrados no mercado hoje em dia atendem muitos outros requisitos desejados entre a interface superficial tarugo/matriz (HELMAN;

CETLIN, 2010). A seleção do lubrificante deve considerar muitos fatores como: temperatura de forjamento, temperatura de trabalho das matrizes, equipamento de forjamento, método de aplicação, complexidade da forma a ser forjada, e questões ambientais e de segurança. Em sua grande maioria, lubrificantes de grafite a base de água são aplicados quase que em exclusividade (KHARE, 2004).

O resfriamento, assim como as outras etapas do processo, é muito importante pois de acordo com as taxas de resfriamento, diferentes microestruturas poderão ser formadas. Além disso, em peças forjadas com diferentes seções de material, deve-se tomar o cuidado pois poderão ser formadas microestruturas diferentes de acordo com a temperabilidade do aço, devido às diferentes taxas de resfriamento em cada seção (EGGBAUER; BUCHMAYR, 2016).

2.1.4. Forjamento na indústria

O forjamento industrial absorve demandas na fabricação de componentes mecânicos com diferentes classes de aços. Os aços empregados no forjamento a quente podem ser classificados de acordo com o processamento em basicamente quatro grandes grupos: forjamento sem tratamentos térmicos posteriores; forjamento e tratamento térmico para melhorar a usinabilidade; forjamento e tratamentos para melhoria de propriedades físicas e mecânicas; e tratamentos especiais para ganho de estabilidade dimensional (KHARE, 2004).

Já a classificação dos aços para forjamento de acordo com a composição química pode ser encontrada de forma mais específica: aços ao carbono, ligados e não ligados; aços microligados; aços inoxidáveis; aços para cementação; aços para têmpera e revenimento (T&R); aços bainíticos; aços para nitretação; entre outros. Trabalhos recentes têm demonstrado avanço no desenvolvimento destas classes de aços para a aplicação no processo de forjamento (RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012), cada uma com sua particularidade.

Os aços tratados por têmpera e revenimento, ou ainda, cementação seguida de têmpera e revenimento, apresentam boas propriedades quando comparados às demais classes de aços convencionais para forjamento, porém, para isso é necessária ampla rota de tratamentos térmicos pós forjamento para se atingir as propriedades finais, acarretando em elevado consumo energético e somando nos custos de fabricação (BUCHMAYR, 2016). Normalização, endurecimento, revenimento e alívio de tensões são processamentos típicos e

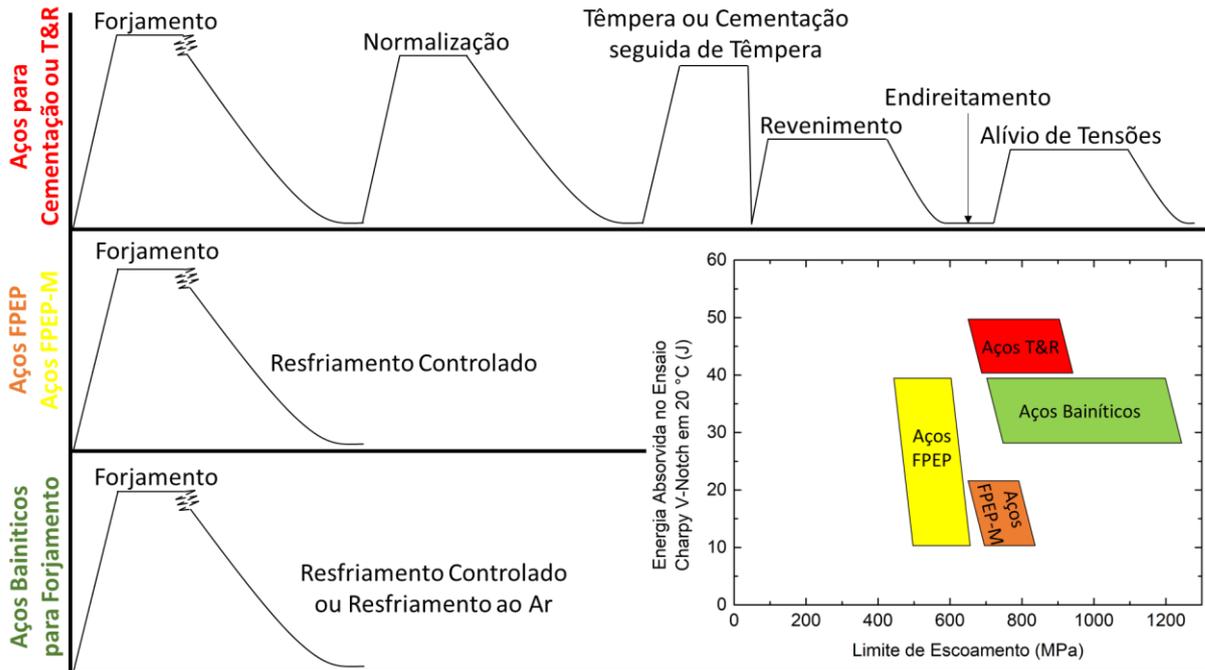
necessários em aços temperados e revenidos empregados na fabricação de componentes forjados de alto desempenho (EGGBAUER; BUCHMAYR, 2015; RANA; SINGH, 2016).

Além disso, por motivos adversos como riscos de trinca por elevadas tensões residuais induzidas, distorções, necessidade de endireitamento e testes de inspeção, as empresas de forjamento de virabrequins por exemplo, têm buscado materiais alternativos a fim de eliminar os processos de têmpera e revenimento das suas instalações (SANG KO *et al.*, 2006). Contudo, apesar destas desvantagens, a utilização destas rotas de processamento ainda é muito comum e utilizada devido aos desafios enfrentados para se desenvolver materiais que não necessitam extenso processamento para se atingir as propriedades requeridas.

Os aços FPEP surgiram nos anos 70 como uma alternativa para substituir os aços temperados e revenidos, a fim de aumentar a posição competitiva dos aços para forjamento através da redução de custos (NAYLOR, 1998). Os custos de fabricação dos componentes mecânicos forjados podem ser reduzidos com o uso alternativo de aços FPEP, os quais necessitam um processamento mais enxuto após o forjamento. Entretanto, esta classe de aços ainda apresenta propriedades inferiores aos aços temperados e revenidos, principalmente em termos de Limite de escoamento (LE), não atendendo aos requisitos de muitas aplicações (MATLOCK; KRAUSS; SPEER, 2001).

O desenvolvimento dos aços bainíticos de resfriamento contínuo aplicados ao forjamento teve grande avanço especialmente nas últimas duas décadas. Referem-se à classe de aços com composição química ajustada para a produção de microestruturas bainíticas livres de carbonetos durante o resfriamento natural e contínuo, após o forjamento ou laminação (SOURMAIL, T.; SMANIO, 2013). As microestruturas bainíticas obtidas nesta classe de aços podem atingir patamares de resistência mecânica tão boa quanto os aços T&R, com valores de limite de escoamento de 650-950 MPa e Limite de Resistência à Tração (LR) de 1000 a 1300 MPa, dependendo da composição química e condições de processamento (GOMEZ; PÉREZ; BHADESHIA, 2009b, 2009a; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012; SOURMAIL, T., 2017). A Figura 3 mostra as diferentes rotas de processamento e as suas respectivas propriedades para as três principais classes de aços aplicados ao forjamento abordadas nessa revisão.

Figura 3 - Rotas de processamento para diferentes classes de materiais.



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

As rotas de processamento que utilizam tratamentos de endurecimento, como têmpera ou cementação seguida de têmpera, frequentemente utilizam o tratamento térmico de normalização dos componentes forjados para produzir um TGA uniforme e reduzir as tensões residuais provenientes do processamento termomecânico. Algumas aplicações, geralmente de geometria simples e que requeiram pouca usinagem após o forjamento, utilizam a têmpera imediatamente após a saída da matriz, reduzindo as etapas de tratamento. O ciclo então se completa com o revenimento e alívio de tensões (KHARE, 2004).

Pontos técnicos e econômicos ainda precisam ser avaliados, mas ao que tudo indica, a classe dos aços bainíticos para forjamento tem potencial para ser utilizada futuramente em sua capacidade máxima (SOURMAIL, T., 2017). As propriedades e características dos aços bainíticos serão melhor explanadas no item 2.2.

2.2. Aços bainíticos de baixo carbono para forjamento

Visando melhorar a resistência mecânica dos componentes sem o uso dos processos de têmpera e revenimento, os aços bainíticos de baixo carbono surgiram como uma excelente opção (SOURMAIL, T., 2017). Com rotas de processamento tão curtas quanto às dos aços FPEP e com resistência mecânica tão boa quanto à dos aços T&R, os aços bainíticos têm ganhado

espaço não somente no ramo de fabricação de componentes mecânicos mas também em outros produtos conformados (SOURMAIL, T.; SMANIO, 2013).

Os aços bainíticos para forjamento apresentam características para se alcançar limite de resistência à tração similar aos aços T&R, sem o uso de tratamento térmico, uma vez que suas propriedades mecânicas finais são alcançadas durante o resfriamento pós deformação a quente. Enquanto os aços convencionais para forjamento produzirão microestrutura típica ferrita-perlita, os aços bainíticos têm uma composição química ajustada para produzir uma microestrutura de matriz bainítica durante o resfriamento natural após o forjamento ou laminação (SOURMAIL, T., 2017; SOURMAIL, T.; SMANIO, 2013).

2.2.1. Composição química

A composição química dos aços bainíticos para forjamento é ajustada para a formação de uma microestrutura livre de carbonetos (cementita), para se atingir melhores níveis de resistência e tenacidade. O silício (Si) é o elemento mais comum adicionado em aços bainíticos para evitar a formação de cementita devido a sua baixa solubilidade (BHADESHIA, 2019; BHADESHIA; EDMONDS, 1983; CHANG, 2004; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; KOZESCHNIK; BHADESHIA, 2008). O alumínio (Al) também é adicionado para evitar a formação de cementita (GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008), mas apesar de acelerar a transformação de austenita para bainita e aumentar a temperatura de início de transformação bainítica (B_s), reduz a quantidade de bainita transformada, produzindo uma microestrutura com propriedades mecânicas inferiores, e por isso o uso de Si deve ser priorizado (TIAN *et al.*, 2017).

Elementos como C, Mn e Ni são adicionados para melhorar a temperabilidade (endurecimento com a profundidade) e estabilizar a austenita (CHANG, 2004; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; SHEN *et al.*, 2013). O Ni melhora a tenacidade e evita formação de cementita devido à sua baixa solubilidade (efeito similar ao Si, porém é menos utilizado devido ao seu custo elevado) (HASAN *et al.*, 2020).

C, Mn e Mo reduzem a temperatura B_s , possibilitando a formação de uma microestrutura mais refinada conhecida como *lath-like* (ripas) (CHEN, J. *et al.*, 2013; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; HU *et al.*, 2016; KONG; XIE, 2006; WANG, M. *et al.*, 2017). Em suas

particularidades o Mn e Mo reduzem a formação de ferrita e favorecem a formação de bainita (BHADESHIA, 2019; HU *et al.*, 2015; WANG, M. *et al.*, 2017).

O Cr é um elemento adicionado para melhorar a temperabilidade (GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008) e a resistência mecânica por formar maior quantidade de bainita transformada e martensita (BALART; DAVIS; STRANGWOOD, 2002; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; TIAN *et al.*, 2017). Entretanto, este efeito também diminui o alongamento por formar menos Austenita Retida (AR) (ZHOU *et al.*, 2017). Além disso, o Cr tem efeitos significativos no diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*), pois: diminui a temperatura de início de transformação martensítica (Ms); retarda a transformação de fase em alta temperatura durante o super resfriamento; e retarda a transformação bainítica (YOU *et al.*, 2007).

Elementos micro ligantes como V, B, Nb e Ti também podem estar presentes em aços bainíticos para funções específicas ou particularidades como: aumento de resistência mecânica por efeito no refinamento da microestrutura devido ao retardo na transformação bainítica (microestrutura em ripas); refino dos feixes bainíticos devido ao refino de grão austenítico; e redução na formação de Ferrita Alotriomórfica (FA) (BHADESHIA, 2019; HU *et al.*, 2015; WANG, Z. *et al.*, 2020).

O resultado de forma geral é uma microestrutura livre de carbonetos, composta por ferrita, austenita e martensita. As placas de ferrita bainítica ficam separadas por filmes de austenita retida e/ou martensita. Ferrita Proeutetóide (FP) e constituintes de segunda fase também são comuns na maioria das ligas que compreende este grupo de aços. As características microestruturais serão melhores explanadas no item 2.2.2.

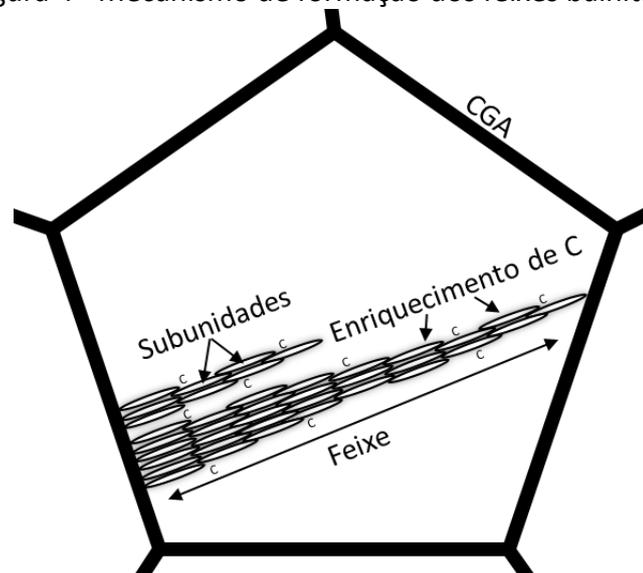
2.2.2. Bainita clássica e bainita livre de carbonetos

As microestruturas bainíticas são não lamelares, compostas por agregados de placas de ferrita, também chamadas de subunidades, e microestruturas secundárias (BHADESHIA, 2019; PERELOMA; EDMONDS, 2012). Os agregados de placas de ferrita formam feixes que são chamados de Ferrita Bainítica (FB). As subunidades são conectadas em três dimensões com mesma orientação cristalográfica (BHADESHIA, 2019), e são separadas por pequenos ângulos de contornos de grãos ao se encontrarem (PERELOMA; EDMONDS, 2012). Tanto as

subunidades como os feixes bainíticos podem também ser separados por cementita, austenita retida e/ou martensita, que formam a microestrutura secundária.

A formação da microestrutura secundária inicia através da nucleação de subunidades de ferrita nos contornos de grão austenítico, as quais expulsam o C para a austenita entorno destas subunidades, tornando estas regiões enriquecidas (BHADESHIA, 2019). Estas regiões enriquecidas posteriormente com o resfriamento formarão a microestrutura secundária, se decompondo em cementita ou formando filmes de austenita e/ou constituintes M/A. A Figura 4 ilustra este mecanismo de formação da bainita.

Figura 4 - Mecanismo de formação dos feixes bainíticos.



Fonte: Autor.

De acordo com a formação da microestrutura secundária, que depende da composição química, a microestrutura do material pode ser dividida em duas classes: bainita clássica e bainita livre de carbonetos.

As características microestruturais da bainita clássica variam com a composição química e temperatura de transformação, e são identificadas basicamente em duas variedades de morfologia: Bainita Superior (BS) e Bainita Inferior (BI) (PERELOMA; EDMONDS, 2012). A bainita superior é formada em alta temperatura e consiste de feixes bainíticos com cementita entre as subunidades de ferrita. Já a bainita inferior é formada em temperaturas mais baixas e contém finas partículas de cementita entre e dentro das placas de ferrita (BHADESHIA, 2019; PERELOMA; EDMONDS, 2012).

Através da adição de elementos de liga como Si e Al é possível suprimir a formação de carbonetos. A bainita livre de carbonetos (sem a presença de cementita), também é uma microestrutura não lamelar, porém diferentemente da bainita clássica, é composta por agregados de ferrita bainítica, austenita retida e/ou constituintes M/A (LI, Y. *et al.*, 2016; PERELOMA; EDMONDS, 2012). Esta microestrutura pode apresentar diferentes morfologias, sendo que os principais aspectos são granular e em ripas. Devido à esta combinação da microestrutura composta por subunidades refinadas e dos filmes de austenita, a resistência mecânica e a ductilidade podem ser melhoradas simultaneamente (HOFER *et al.*, 2015).

O termo M/A foi introduzido devido à dificuldade de se determinar a fração de austenita e martensita que compõem os constituintes (HOFER *et al.*, 2015). Os constituintes M/A podem apresentar ampla variação de tamanho e morfologia, e cada variação apresenta diferentes efeitos nas propriedades mecânicas (LI, B. *et al.*, 2019; RAMACHANDRAN *et al.*, 2020; TAKAYAMA; MIYAMOTO; FURUHARA, 2018). A austenita em temperatura ambiente proporciona um aumento do alongamento por meio do efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), enquanto que a martensita proporciona um aumento da resistência mecânica e redução de ductilidade (KICKINA *et al.*, 2018).

Segundo Bhadeshia (BHADESHIA, 2019), as principais vantagens da microestrutura bainítica livre de carbonetos em relação à bainita clássica podem ser sumarizadas em:

- A cementita é responsável pelo início da fratura em aços de alta resistência, e a sua inexistência torna a microestrutura mais resistente à fratura por clivagem e coalescência de microcavidades (*voids*);
- A ferrita bainítica é praticamente livre de C, o que melhora a sua resistência mecânica e tenacidade;
- O refino das subunidades de ferrita é o principal mecanismo para ganho de resistência mecânica, a qual apresenta espessura menor que 1 μm . Este refino é capaz de perfeioar ambas propriedades: resistência mecânica e tenacidade;
- Os filmes de austenita dispersos entre as subunidades e feixes de ferrita bainítica têm um efeito positivo para a tenacidade pois aumentam a resistência frente ao campo de propagação da trinca devido a transformação martensítica induzida;

- A corrosão sob tensão pode ser aperfeiçoada devido à existência da austenita, a qual apresenta difusão de hidrogênio mais lenta do que a ferrita.

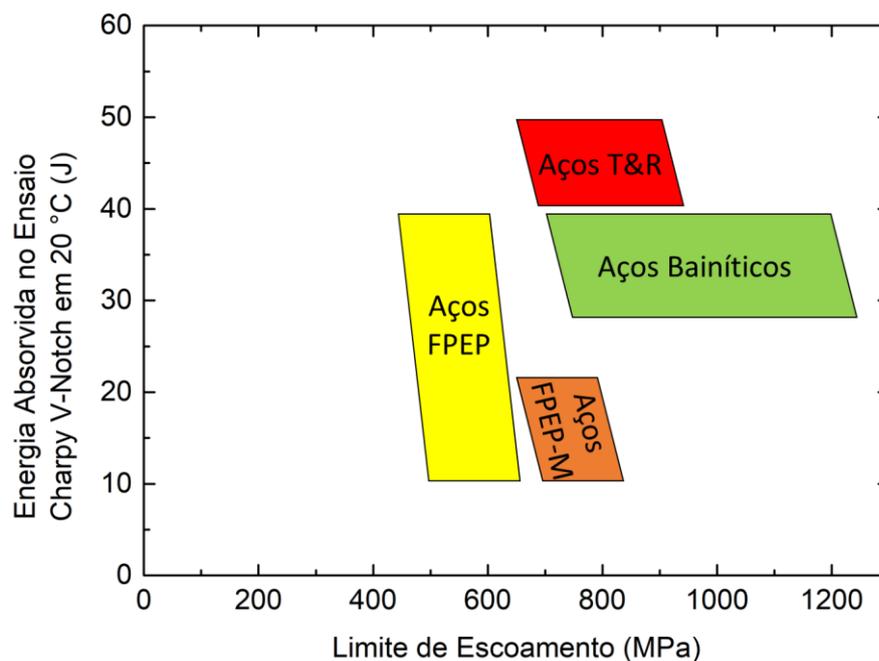
2.2.3. Propriedades mecânicas e metalúrgicas

As novas ligas de aços bainíticos de baixo carbono e baixa liga apresentam boas propriedades mecânicas. A formação de microestruturas livres de carbonetos vêm proporcionando excelentes combinações de tenacidade, resistência mecânica e ductilidade, tornando-as competitivas com os aços para cementação e/ou têmpera e revenimento (BUCHMAYR, 2016; KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012; SOURMAIL, T.; SMANIO, 2013; XU, Z. *et al.*, 2017).

As variações de composição química e condições de resfriamento a partir do campo austenítico permitem ampla variação de propriedades. De acordo com diversos estudos (BUCHMAYR, 2016; RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012; SUGIMOTO; HOJO; SRIVASTAVA, 2019), é possível se entender em qual patamar de propriedades esta classe de aços se encontram.

A Figura 5 mostra a região de propriedades que os aços bainíticos de baixo carbono abrangem em relação aos outros grupos de aços.

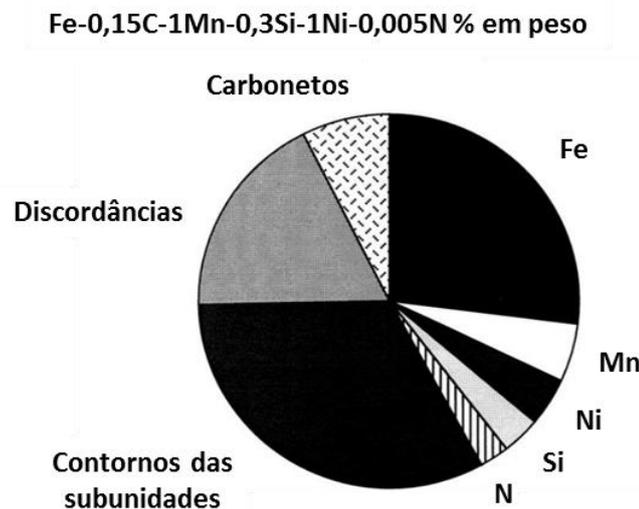
Figura 5 - Propriedades mecânicas de acordo com o processamento.



Fonte: Adaptado de (SUGIMOTO; HOJO; SRIVASTAVA, 2019).

A Figura 6 mostra as principais contribuições para a resistência mecânica da microestrutura bainítica em temperatura ambiente. Segundo Bhadeshia, se o tamanho das subunidades de ferrita que formam os feixes bainíticos for grande, o número de discordâncias que podem participar de empilhamentos aumenta, e um maior campo de tensão destes empilhamentos de discordâncias estimula mais facilmente a geração de fontes distantes de empilhamento de discordâncias, conduzindo à uma redução do limite de escoamento (GUO; BRITTON; WILKINSON, 2014). Entretanto, quando o tamanho das subunidades for reduzido, o plano de deslizamento se torna pequeno, e não ocorre empilhamento de discordâncias (BHADESHIA, 2019). Desta maneira, o tamanho das subunidades dos feixes bainíticos é um dos principais fatores para a resistência mecânica do material.

Figura 6 - Principais influências na resistência mecânica da bainita.



Fonte: Adaptado de (BHADESHIA, 2019).

A resistência à fadiga é uma propriedade indispensável em componentes mecânicos, sendo um critério importante para a seleção do material (BUCHMAYR, 2016). Estudos mostram que os aços bainíticos apresentam boa resistência à fadiga em diferentes situações de esforços cíclicos (AGLAN; FATEH, 2007; LONG *et al.*, 2018; SOURMAIL, T., 2017; WIRTHS *et al.*, 2015; XU, X. *et al.*, 2009). Wirths et al, investigaram o comportamento de microestruturas bainíticas livres de carbonetos sob carregamentos cíclicos e encontraram resultados que superam os resultados de aços T&R (WIRTHS *et al.*, 2014). Outros estudos avaliam a combinação das microestruturas bainíticas com processos de nitretação, os quais mostram

que os resultados de resistência à fadiga precisam ser ainda melhor investigados (CITTI; GIORGETTI; MILLEFANTI, 2018b, 2018a).

A soldabilidade é outra propriedade desejável nos aços bainíticos, visto que esta classe de aços também atende a indústria de construção naval, geração de energia e indústria automobilística, as quais recorrentemente utilizam processos de soldagem (CAPDEVILA; CABALLERO; DE ANDRÉS, 2003; RANA; SINGH, 2016). Uma das formas de se avaliar a soldabilidade dos aços é através da composição química, por meio do Carbono Equivalente (CE), que pode ser calculado de acordo com a Equação 1 (BHADESHIA, 2019). Quanto maior o valor do CE, menor será a soldabilidade do material.

$$CE = \%C + \frac{(\%Mn+\%Si)}{6} + \frac{(\%Ni+\%Cu)}{15} + \frac{(\%Cr+\%Mo+\%V)}{5} \quad (1)$$

O C é o principal elemento que afeta soldabilidade, entretanto o teor de outros elementos como Mn, Si e Cr também deve ser considerado, bem como a microestrutura presente no material a ser soldado (RANA; SINGH, 2016). A maioria das classes de aços bainíticos para forjamento contém teor de C em torno de 0,2% em massa, e de modo geral, a composição química destes aços resultam em boa soldabilidade (BUCHMAYR, 2016).

2.2.4. Aplicação dos aços bainíticos em produtos forjados

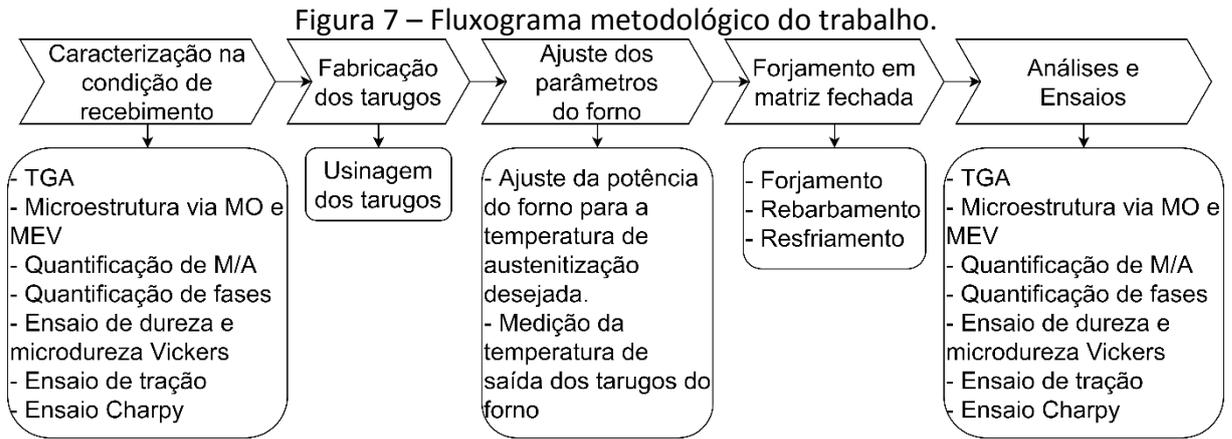
O processo de forjamento a quente de aços é frequentemente aplicado na produção de componentes mecânicos para a indústria automotiva, *off-road* e de mineração, devido a produtividade em larga escala que o processo oferece e das propriedades mecânicas que podem ser obtidas. Virabrequins, pinhão e cremalheira do sistema de direção, partes do sistema de injeção, bielas, eixo dianteiro e braço de direção são exemplos de componentes forjados (SOURMAIL, T., 2017; SOURMAIL, T.; SMANIO, 2013; WANG, Z. *et al.*, 2020; WU *et al.*, 2006). Tais componentes são convencionalmente fabricados com aços ao carbono, carbono-manganês, ferrítico-perlíticos para endurecimento por precipitação, aços microligados ou por aços para cementação/têmpera e revenimento, dependendo dos requisitos de cada componente (EGGBAUER; BUCHMAYR, 2015; RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012; SANG KO *et al.*, 2006).

As excelentes propriedades mecânicas das microestruturas dos aços bainíticos têm atraído a atenção da indústria automotiva para a fabricação de uma série destes produtos forjados, visando a substituição dos aços que necessitam tratamentos de têmpera e revenimento. Conseqüentemente, os aços bainíticos para forjamento estão se tornando cada vez mais atraentes para o forjamento de componentes na indústria automotiva (RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012)(KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012)(RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012)(EGGBAUER; BUCHMAYR, 2016).

Vários estudos ao longo dos últimos anos vêm avaliando a aplicação dos aços bainíticos em produtos forjados através de diferentes processamentos (BUCHMAYR, 2016; EGGBAUER; BUCHMAYR, 2016; KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012; RAEDT; SPECKENHEUER; VOLLRATH, 2012; SILVEIRA *et al.*, 2020; SOURMAIL, Thomas *et al.*, 2012; WANG, Z. *et al.*, 2020; XU, Z. *et al.*, 2017). Alguns destes trabalhos têm reportado o comportamento da aplicação destes aços em virabrequins para motores à diesel de alto nível, os quais apresentam uma microestrutura bainítica com limite de escoamento de 700 MPa e limite de resistência à tração de 980 MPa, aliado com boa resistência à fadiga e tenacidade (SOURMAIL, T., 2017). Citti *et al.*, avaliaram o cenário atual para uma possível mudança de material na fabricação de virabrequins de alta performance, e concluíram que os aços bainíticos apresentam um potencial muito grande para esta aplicação (CITTI; GIORGETTI; MILLEFANTI, 2018a). Outros estudos ainda indicam grande potencial para a aplicação destes aços nos processos de forjamento aliado com tratamentos de endurecimento superficial posteriores ao forjamento, como *deep rolling* e nitretação (DALCIN *et al.*, 2019; SOURMAIL, T., 2017).

3. Procedimento Experimental

Os materiais e o procedimento experimental do presente trabalho são apresentados neste item. A Figura 7 mostra o fluxograma metodológico simplificado que contém as principais etapas experimentais, as quais estão detalhadas ao longo dos itens 3. e 4.



Fonte: Autor.

3.1. Materiais

Um novo aço bainítico de baixo carbono e de baixa liga, denominado no presente trabalho como DIN 18MnCrSiMo6-4, foi adotado para a investigação neste estudo. Vale ressaltar que esta nomenclatura foi definida de acordo com a classificação DIN, entretanto não há norma específica ou de caráter comercial com tolerâncias de composição química, e por este motivo, este aço foi tratado como “aço bainítico” no presente trabalho.

O aço comercial para cementação, DIN 20MnCr5, atualmente utilizado na rota convencional de fabricação da engrenagem, foi selecionado para a comparação dos resultados, motivo pelo qual em alguns momentos neste trabalho foi denominado como aço convencional. A Tabela 1 mostra as respectivas composições químicas obtidas por espectrometria de emissão óptica por centelha.

Tabela 1 - Composição química dos aços (% em massa).

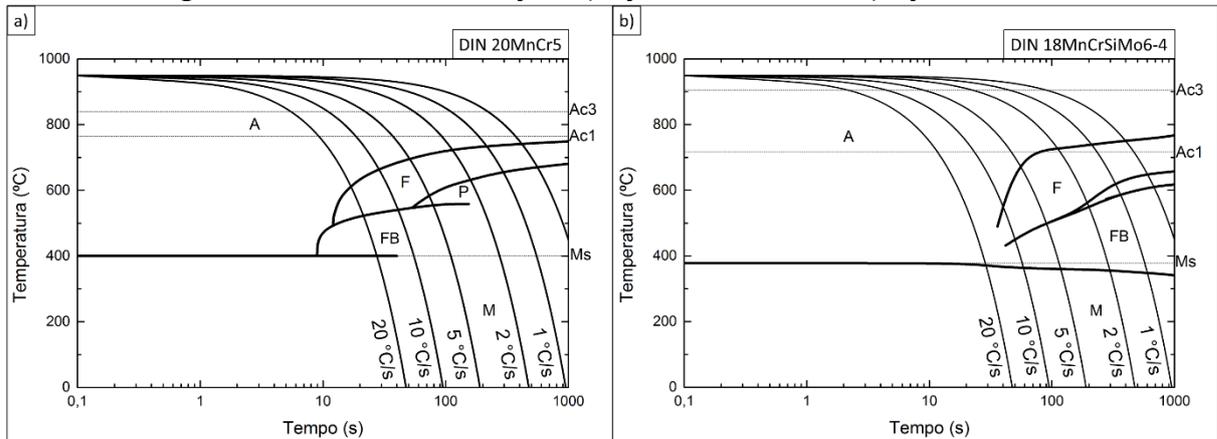
Aço	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Aço Convencional DIN 20MnCr5	0,214	0,231	1,400	0,020	0,029	0,184	1,225	-
Aço Bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4	0,189	1,190	1,350	0,009	0,015	0,063	1,170	0,263

Fonte: Autor.

Os materiais apresentam composição química similar, exceto pelos teores de Si e Mo, que alteram o comportamento do material quando submetido a condições de processamento a quente e resfriamento, favorecendo a formação de uma microestrutura bainítica livre de cementita devido ao teor de Si (BHADESHIA, 2019; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008). Além disso, os materiais foram adquiridos em bitolas diferentes. O aço bainítico foi fornecido pela empresa *Steel Tech*[®] em barras cilíndricas laminadas a quente e resfriadas ao ar (~1 °C/s) com bitola de 43 mm. A empresa fabricou este lote de material unicamente para estudo, e não há fornecimento deste material no comércio de aços. O aço DIN 20MnCr5 foi fornecido pela empresa *Inpel Transmissões Mecânicas*[®] em barras cilíndricas laminadas e normalizadas com bitola de 38 mm, as mesmas empregadas na rota convencional.

A Figura 8 mostra as curvas CCT, para ambos os materiais. O aço bainítico apresenta as curvas deslocadas para a direita, possibilitando a transformação bainítica em taxas de resfriamento mais lentas.

Figura 8 – Curvas CCT dos aços. a) Aço DIN 20MnCr5. b) Aço bainítico.



Fonte: Forge Database[®] e Steel Tech[®].

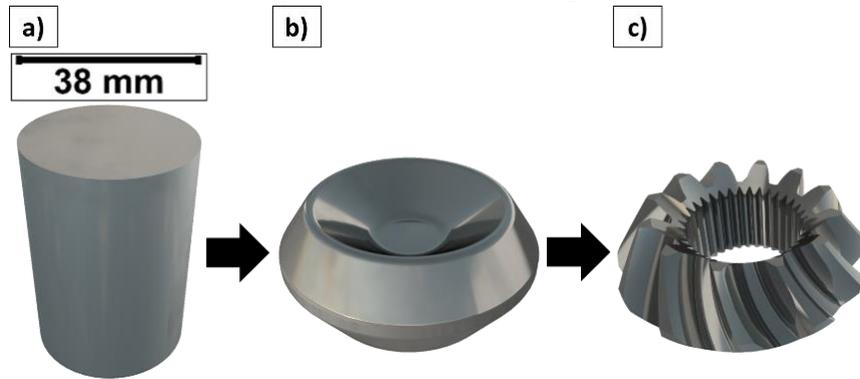
Uma caracterização detalhada da microestrutura inicial será apresentada junto aos resultados, no item 5.1. Para o forjamento foram confeccionados tarugos de dimensões Ø38 x 54 mm das barras laminadas, conforme o volume de material necessário para a fabricação do forjado.

3.2. Forjamento industrial de tarugos para a obtenção de amostras forjadas

Os experimentos de forjamento foram realizados no cenário industrial. Os tarugos (Figura 9a), foram aquecidos e austenitizados em um forno de aquecimento indutivo e então

forjados em matriz fechada em uma prensa de fricção, a fim de obter uma peça forjada (Figura 9b), que posteriormente à usinagem dará a forma final de uma engrenagem cônica de dentes helicoidais (Figura 9c).

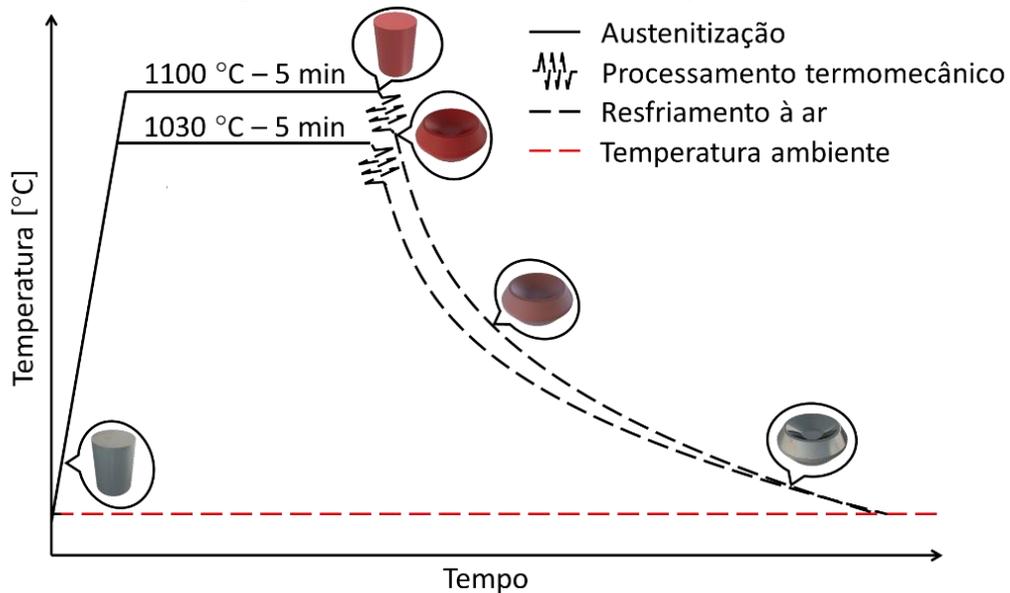
Figura 9 – Processamento termomecânico para obtenção da engrenagem. a) Tarugo. b) Pós forjamento. c) Pós-usinagem.



Fonte: Autor.

As matrizes foram lubrificadas com lubrificante líquido industrial a base de sal orgânico diluído em água. O processo de forjamento seguiu as seguintes etapas: austenitização, forjamento, rebarbamento e resfriamento ao ar. A Figura 10 mostra o ciclo termomecânico empregado nos experimentos.

Figura 10 - Ciclos termomecânicos aplicados.



Fonte: Autor.

A Tabela 2 lista os parâmetros de forjamento utilizados no presente experimento. A rota convencional de fabricação da engrenagem utiliza temperaturas de forjamento próximas

à 1200 °C. O trabalho propôs que os tarugos fossem austenitizados em duas temperaturas diferentes abaixo da temperatura convencional (1030 °C e 1100 °C), visando maior refino microestrutural e evitar o crescimento anormal de grãos.

Ao longo do trabalho as temperaturas foram tratadas como baixa e alta temperatura de forjamento, para simplificar o texto. A estimativa das taxas de aquecimento e de resfriamento, bem como o tempo de austenitização estão explanados no item 3.3. As variações de taxa de aquecimento e resfriamento foram pequenas e não foram intencionais, as quais ocorreram por questões de experimento.

Tabela 2 - Condições de processamento termomecânico.

Parâmetro	Condição 1	Condição 2
Taxa de aquecimento/tempo de aquecimento	143 °C/s	175 °C/s
Temperatura de austenitização	1030 °C	1100 °C
Tempo de encharque	5 min	5 min
Temperatura de forjamento	1030 °C	1100 °C
Taxa de resfriamento ao ar	0,7 °C/s	0,65 °C/s

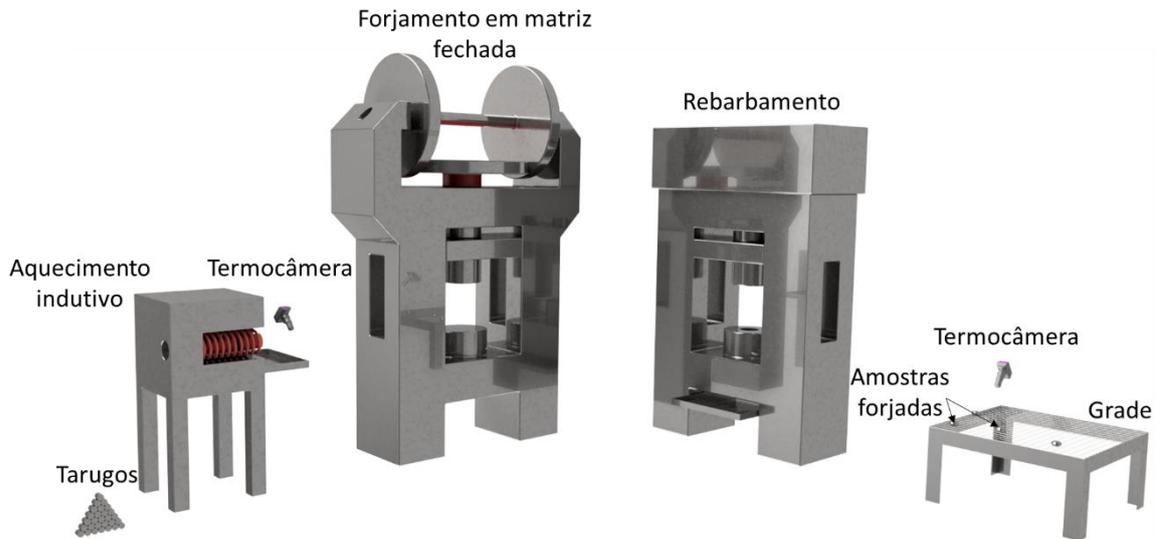
Fonte: Autor.

Os forjamentos de amostras verdadeiras (amostras utilizadas para análises) foram realizados após a estabilização da temperatura de austenitização dos tarugos na saída do forno e da temperatura da matriz, para que se atingisse repetitividade de amostras. O ajuste da temperatura de austenitização através dos parâmetros do forno foi controlada por meio de medições das temperaturas das peças na saída do forno, mensuradas com um termovisor *Fluke® TI 300+*, utilizando uma emissividade de 0,89.

Após serem austenitizados, os tarugos foram forjados em matriz fechada, a qual estava montada em uma prensa de fricção com velocidade de deslocamento da matriz superior de 1645 mm/s. As matrizes estavam aquecidas em temperatura entre 150 e 200 °C, e a lubrificação foi realizada com solução aquosa de sal orgânico.

As amostras foram enfim direcionadas ao rebarbamento, e então submetidas ao resfriamento por convecção natural ao ar em uma grade até a temperatura ambiente de 25 a 30 °C. As dimensões finais dos forjados foram de $\varnothing 63 \times 28,5$ mm. A Figura 11 esquematiza as etapas de processamento termomecânico do experimento.

Figura 11 – Esquematisação das etapas do experimento de forjamento.



Fonte: Autor.

3.3. Estimativa das condições de aquecimento e resfriamento

Visto a complexidade de se instrumentar amostras para a medição da temperatura durante o aquecimento e resfriamento em meio à cadeia produtiva industrial, foram utilizadas as equações da termodinâmica para fazer uma estimativa simplificada da taxa de aquecimento e dos tempos de encharque para as temperaturas de austenitização. A Tabela 3 apresenta alguns dados utilizados para esta estimativa.

Tabela 3 - Informações e características do processo de forjamento.

Comprimento da bobina de indução	400 mm
Número de peças forjadas por hora	90 peças
Número de tarugos que permanecem ao mesmo tempo na bobina indutiva	8 tarugos
Tempo em que o tarugo permanece na região de aquecimento da bobina	320 s
Potência fornecida pelo forno indutivo	- Para forjar em 1030 °C; $P_f = 32,9$ kW - Para forjar em 1100 °C; $P_f = 40,6$ kW

Fonte: Autor.

Através da equação fundamental da calorimetria (Equação 2), foi calculada a energia necessária para aquecer o tarugo para a respectiva temperatura de austenitização.

$$Q = mc_p(T_f - T_i) \quad (2)$$

Onde Q é a energia necessária para aquecer um tarugo de massa $m = 0,478 \text{ kg}$ e $c_p = 486 \frac{\text{J}}{\text{kg}^\circ\text{C}}$, em temperatura inicial de $T_i = 100^\circ\text{C}$ até a temperatura final $T_f = 1030^\circ\text{C}$ ou 1100°C . Sabendo a energia necessária Q para se atingir a temperatura de forjamento, e a potência P_f fornecida pelo forno de indução, é possível estimar o tempo de aquecimento t através da Equação 3.

$$t = \frac{Q}{P_f} \quad (3)$$

Com o tempo de aquecimento estimado, basta subtrair do tempo total que o tarugo permanece na região de aquecimento, para se obter o tempo de encharque estimado. Desta forma, estimou-se as seguintes condições de forjamento:

- Para forjar em 1030°C , tem-se $Q = 216046 \text{ J}$, logo $6,5 \text{ s}$ para atingir a temperatura, resultando em uma taxa de aquecimento de 143°C/s , e tempo de encharque de 313 s ($\sim 5 \text{ min}$).
- Para forjar em 1100°C , tem-se $Q = 232308 \text{ J}$, logo $5,7 \text{ s}$ para atingir a temperatura, resultando em uma taxa de aquecimento de 175°C/s , e tempo de encharque de 314 s ($\sim 5 \text{ min}$).

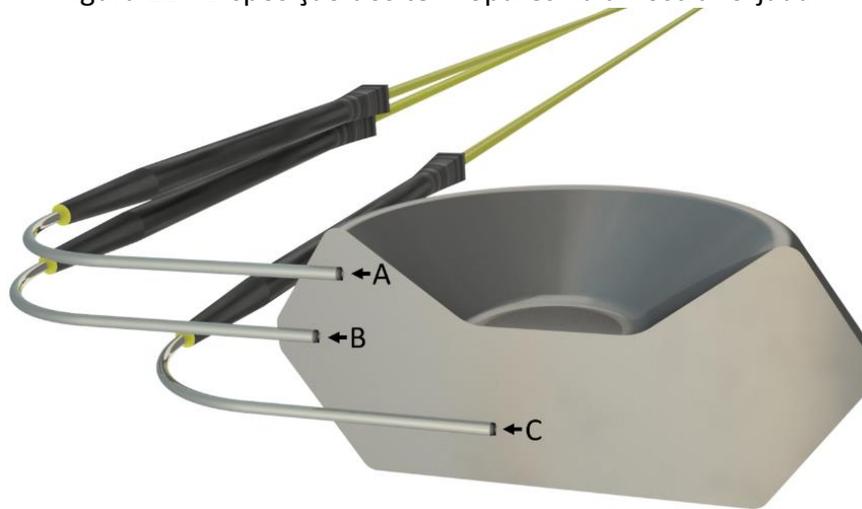
Contudo, esta estimativa ainda é grosseira visto as considerações que foram adotadas devido à complexidade em se instrumentar esta etapa do experimento:

- Toda energia fornecida pelo indutor é transmitida ao tarugo (não há perdas térmicas do sistema);
- Não é considerado a energia gasta para manter os tarugos em temperatura (bom isolamento do forno) e nem as oscilações de temperatura que os tarugos estão sujeitos ao atingirem a temperatura de austenitização;
- Temperatura inicial do tarugo de 100°C (devido à sua proximidade com a região aquecida).

Com o objetivo de obter dados para se estimar a taxa de resfriamento média, bem como avaliar a uniformidade do resfriamento na amostra forjada, também foram realizados ensaios de resfriamento em laboratório. Duas amostras forjadas, que não foram utilizadas em outras análises, foram instrumentadas com termopares *tipo K*, de diâmetro $1,5 \text{ mm}$, em três

regiões diferentes, denominados pontos A, B e C, conforme indicado na Figura 12. Os termopares foram conectados à um sistema de aquisição de dados *Lynx ADS 1500*[®], com taxa de amostragem de 100 Hz.

Figura 12 - Disposição dos termopares na amostra forjada.



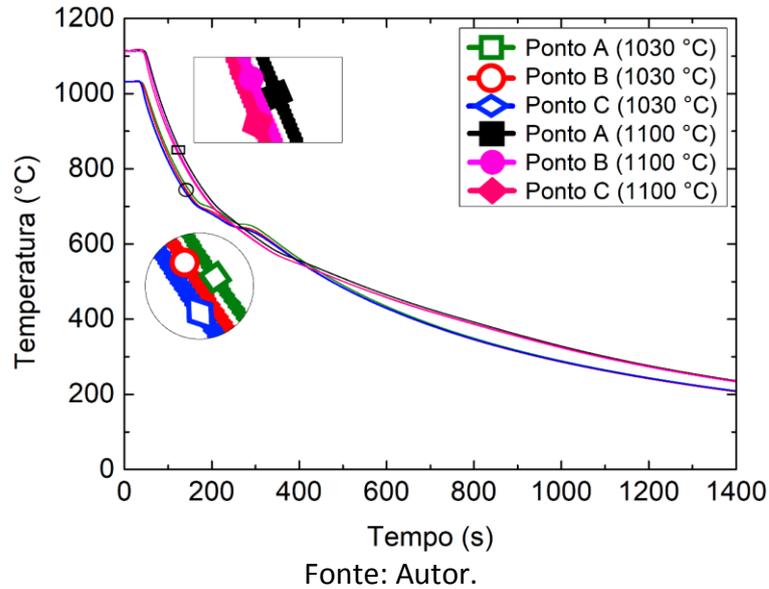
Fonte: Autor.

As amostras foram aquecidas à 1030 °C e 1100 °C em um forno de aquecimento resistivo, e mantidas nestas temperaturas por 5 min, e então resfriadas por convecção natural até temperatura ambiente (25 a 30 °C). Não houve formação excessiva de carepas, o que poderia mascarar os resultados. Desta forma, foi calculado as taxas médias de resfriamento entre as temperaturas de transformação de 800 °C à 400 °C, de acordo com a Equação 4. Este intervalo foi escolhido por abranger as temperaturas em que acontecem as principais transformações.

$$\dot{Q} = \frac{T_{800} - T_{400}}{t_{800} - t_{400}} \quad (4)$$

As taxas médias de resfriamento calculadas foram de aproximadamente 0,7 °C/s e 0,65 °C/s, para as temperaturas de 1030 °C e 1100 °C, respectivamente, mostrando que as condições de resfriamento foram de fato muito similares. A taxa de resfriamento inferior encontrada para o resfriamento a partir de 1100 °C pode estar vinculada à uma maior oxidação superficial da amostra, que mesmo não sendo excessiva pode originar um efeito de isolamento térmica maior. A Figura 13 mostra as curvas de resfriamento da temperatura versus tempo para os pontos A, B, e C de acordo com a Figura 12, medidos na respectiva temperatura de austenitização.

Figura 13 - Resfriamento natural das amostras forjadas.



É possível observar a homogeneidade do resfriamento nos três diferentes pontos medidos da amostra forjada em ambas as temperaturas iniciais. Isto já era esperado pois a condução de calor no material é mais intensa que a extração de calor por convecção natural, facilitando o equilíbrio térmico durante o resfriamento e proporcionando homogeneidade de resfriamento nos diferentes pontos da geometria do forjado.

Para o resfriamento a partir de 1030 °C foi possível observar oscilações em ambos os três pontos de medições. Não se sabe ao certo o motivo destas oscilações, mas curiosamente, elas acontecem na faixa de temperatura de transformação ferrítica.

4. Métodos de Análises e Testes

Os métodos de análises e testes aplicados no presente trabalho para a caracterização das amostras são apresentados de forma detalhada neste item.

4.1. Análise microscópica

As amostras foram lixadas e polidas conforme procedimentos padrões de preparação metalográfica, norma ASTM E3 (ASTM, 1995), e então atacadas com o reagente adequado para cada tipo de análise: revelação dos contornos de grão austenítico, revelação da microestrutura e revelação de constituintes M/A.

4.1.1. Revelação e medição do TGA

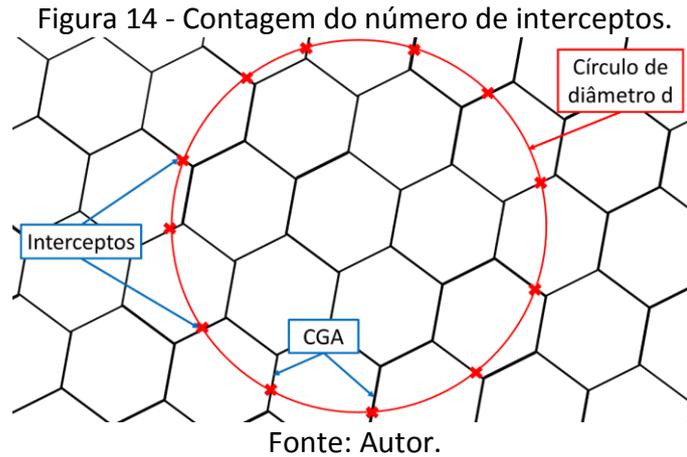
A partir de amostras forjadas e temperadas imediatamente após o forjamento, superfícies foram preparadas de acordo com procedimentos padrões de corte, lixamento e polimento. Os contornos de grão austenítico foram revelados com solução saturada de ácido pícrico com 44 mL de detergente comercial, 60 mL de água destilada e 2,3 g de ácido pícrico, esfregada durante aproximadamente 5 min contra a superfície preparada, em temperatura ambiente.

As fotografias foram adquiridas através do sistema de aquisição de imagem *Analysis*®, conectado à um microscópio óptico *Olympus*® *FX50-1000x*. Para cada condição foram adquiridas 3 imagens para a quantificação, a qual foi realizada em software de tratamento de imagem *ImageJ*®, seguindo o método do intercepto circular, de acordo com as recomendações da norma ASTM E112 (ASTM, 2010).

O método do intercepto circular utiliza um círculo de diâmetro d desenhado sobre a fotografia da microestrutura austenítica. É contado o número de intercepções do círculo com os contornos de grão, de acordo com a Figura 14.

Neste trabalho foi utilizado um círculo de diâmetro $d = 480 \mu\text{m}$ para todas as medições na mesma ampliação. A partir da contagem do número de intercepções (n), é calculado o TGA ASTM de acordo com a Equação 5, da norma ASTM E112 (ASTM, 2010).

$$ASTM = \left(-6,643856 \log_{10} \frac{\pi D}{1000n} \right) - 3,288 \quad (5)$$



O diâmetro médio dos grãos em micrometros (\bar{d}) pode ser calculado através da Equação 6, obtida por meio da interpolação dos valores de diâmetro médio e comprimento médio do intercepto, oriundos das tabelas padrões da norma ASTM E112 (ASTM, 2010).

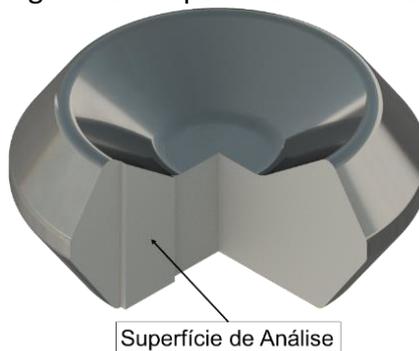
$$\bar{d} = 1,1225\bar{l} \quad (6)$$

O comprimento médio do intercepto é calculado através da Equação 7, da norma ASTM E112 (ASTM, 2010).

$$\bar{l} = \frac{\pi D}{n} \quad (7)$$

A revelação dos contornos de grão austenítico nos materiais na condição de recebimento seguiu o mesmo procedimento, entretanto foram realizadas em amostras do material austenitizadas em temperaturas ligeiramente acima da temperatura A_{c3} de cada aço (850 °C e 925 °C), durante 30 minutos, para a completa transformação austenítica. A Figura 15 mostra as regiões de medição do TGA nas amostras. Estas regiões foram priorizadas pois abrangem a seção útil da engrenagem, além de regiões de maior e menor deformação.

Figura 15 - Superfície de análise.



4.1.2. Revelação da microestrutura

A revelação da microestrutura para análise via Microscopia Óptica (MO), e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), foi realizada em amostras verdadeiras, ou seja, aquelas que seguiram o ciclo termomecânico até a temperatura ambiente após o forjamento. Após a preparação superficial através de procedimentos padrões de preparação metalográfica, as superfícies foram atacadas por imersão durante 10 segundos em solução Nital 2% (98% de álcool etílico e 2% de ácido nítrico) para a revelação da microestrutura. As regiões de análise na amostra forjada são as mesmas da Figura 15.

4.1.3. Revelação dos constituintes M/A

As amostras utilizadas para esta análise foram as mesmas utilizadas para a revelação da microestrutura por reagente Nital 2%, as quais foram novamente preparadas para eliminar os resquícios do ataque químico anterior e então atacadas com reagente LePera modificado. O reagente é composto basicamente por duas soluções, I e II, previamente preparadas em temperatura ambiente, porém mantidas em temperatura próxima aos 4 °C para a conservação. A proporção utilizada de cada solução foi 1:1, as quais foram misturadas em temperatura ambiente (apesar de estarem próximas à 4 °C), compondo um reagente com volume total de 10 mL. A composição química das soluções é detalhada na Tabela 4.

Tabela 4 - Composição química do reagente LePera modificado.

Reagente LePera Modificado	
Solução I	Solução II
1 g de metabissulfato de sódio ($Na_2S_2O_5$) em 100 mL de água destilada (H_2O)	6 g de ácido pícrico ($C_6H_3N_3O_7$) em 100 mL de álcool etílico (C_2H_6O)

Fonte: (LEPERA, 1979).

O procedimento para o ataque químico inicia com a limpeza superficial em água destilada, seguida por secagem em ar aquecido. Este procedimento é repetido três vezes para assegurar que a superfície esteja livre de impurezas da preparação. O ataque químico superficial ocorre por imersão da superfície no reagente durante 10 segundos, seguido pela interrupção da reação em água destilada (15 a 25 segundos). A variação dos tempos de ataque e interrupção impactará diretamente no contraste entre as fases da microestrutura.

É importante que o reagente seja mantido em baixa temperatura antes e durante o ataque, ou seja, realizar a mistura e atacar imediatamente. A limpeza da superfície atacada ocorre em água corrente ao término da interrupção do ataque. A secagem da amostra deve ocorrer com a superfície atacada na posição vertical e de forma natural. Vale destacar que pequenas variações deste procedimento de ensaio podem interferir muito no resultado.

4.2. Quantificação de fases

A análise de fases visou a quantificação da fração de austenita retida e da fração de constituintes M/A nas microestruturas. Outras informações, como o teor de C da austenita retida e densidade de discordâncias da ferrita, também foram investigados. Este capítulo aborda a metodologia utilizada para a obtenção destas informações.

4.2.1. Quantificação de austenita retida via difração de raios-X

A quantificação de austenita retida foi realizada via difração de raios-X no departamento de análise física *Physikalische Analytik* do instituto *Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien – IWT*. Primeiramente as amostras foram submetidas à remoção eletrolítica de camada em solução composta de 20% de ácido fosfórico (H_3PO_4) e 80% de ácido sulfúrico (H_2SO_4), para eliminar a camada superficial deformada proveniente do corte para extração da amostra, a qual pode conter martensita transformada por deformação, e assim evitar medições que não condizem com a condição real da amostra. Para isso, foram removidos aproximadamente 150 μm de camada superficial, a qual apresentava um acabamento oriundo do corte por eletro erosão a fio.

Foi utilizada uma radiação $K\alpha$ de cromo, com $\lambda = 2,29 \text{ \AA}$, voltagem de 33 kV e corrente de 40 mA. O intervalo de medição (2θ) utilizado foi de 60° a 164° , o qual contém os picos da austenita {111}, {200} e {220} e ferrita {110}, {200} e {211}. Foi utilizado um colimador de 1 mm e passo de $0,05^\circ$, o que resultou em um tempo total de medição de 45 minutos por medição.

Os difratogramas foram analisados através do Software de refinamento Rietveld TOPAS versão 4.2. O refinamento pelo método de Rietveld é utilizado para diminuir os ruídos de medição na análise por difração de raios-X, provocados por sobreposições de picos, efeitos

físicos, instrumentais e de condições das amostras. Este refinamento permite obter informações estruturais com maior precisão, como análise quantitativa de fases, parâmetros de célula unitária e orientação preferencial.

O método Rietveld consiste basicamente na correção do difratograma de raios-X medido a partir da amostra, utilizando modelos matemáticos, também chamados de parâmetros fundamentais, os quais envolvem parâmetros instrumentais e da amostra. Este difratograma corrigido também é chamado de difratograma simulado.

Para se utilizar este método é necessário conhecer a estrutura das fases existentes na microestrutura. O refinamento ocorre a partir de uma comparação via software do tipo ponto a ponto de um difratograma real (difratograma de raios-X medido), com difratogramas teóricos que contém as fases avaliadas. Os difratogramas simulados são ajustados ao difratograma real, de forma a se ajustar os picos e remover o ruído de fundo (background), através de uma série de iterações por meio do método de mínimos quadrados.

A qualidade do refinamento pode ser verificada durante e após o processo através de indicadores estatísticos numéricos, que permitem avaliar se o refinamento é satisfatório. Ao término do refinamento é possível obter a fração volumétrica das fases, bem como informações referentes às suas estruturas, como parâmetro de rede e tamanho de cristalito. Um descritivo detalhado do refinamento Rietveld pode ser encontrado no trabalho de Dinnebier et al (DINNEBIER; LEINEWEBER; EVANS, 2018).

Neste trabalho foram realizadas três medições para cada condição utilizando a mesma região da amostra indicada na Figura 15, no item 4.1.1. A partir das três medições foram calculados a média e o desvio padrão.

4.2.1.1. Conteúdo de carbono na austenita retida

O conteúdo de C particionado para a austenita durante a formação de ferrita (FP e FB), foi quantificado na austenita remanescente por meio da Equação 8, proposta por Dyson et al (DYSON DJ; HOLMES B, 1970).

$$w_c = \frac{a_\gamma - a_{\gamma_0}}{0,33} \quad (8)$$

O principal objetivo desta quantificação foi discutir o efeito da estabilidade da austenita nas propriedades de limite de escoamento e limite de resistência à tração. A partir do refinamento Rietveld, é possível obter o parâmetro de rede da austenita medido (a_y), e a Equação 9 utilizada por Babu et al, foi empregada para calcular o parâmetro de rede teórico (a_{yo}), de acordo com a composição química do material, onde o índice corresponde a porcentagem em peso de cada elemento (BABU *et al.*, 2005).

$$a_{yo} = 3,5780 + 0,033\%_C + 0,00095\%_{Mn} - 0,0002\%_{Ni} + 0,0006\%_{Cr} + 0,0056\%_{Al} + 0,0031\%_{Mo} + 0,0018\%_V \quad (9)$$

4.2.1.2. Densidade de discordâncias na ferrita

A densidade de discordâncias da ferrita foi calculada através da Equação 10 a fim de investigar os seus valores absolutos em relação às condições dos aços, vinculando com as respectivas propriedades mecânicas. Isto é importante porque o efeito dos contornos e discordâncias são os principais fatores para o ganho de resistência mecânica da bainita (BHADESHIA, 2019).

$$\rho_\alpha = \frac{3\sqrt{2\pi}\varepsilon}{Db} \quad (10)$$

Onde ε é a microdeformação e D é o tamanho do cristalito, ambos obtidos pelo refinamento dos difratogramas via software TOPAS, e b é o vetor de burger (DINNEBIER; LEINEWEBER; EVANS, 2018). Vale ressaltar que os valores calculados não devem ser comparados com valores da literatura, pois os meios de obtenção destes valores influenciam consideravelmente.

4.2.2. Quantificação de constituintes M/A via microscopia óptica

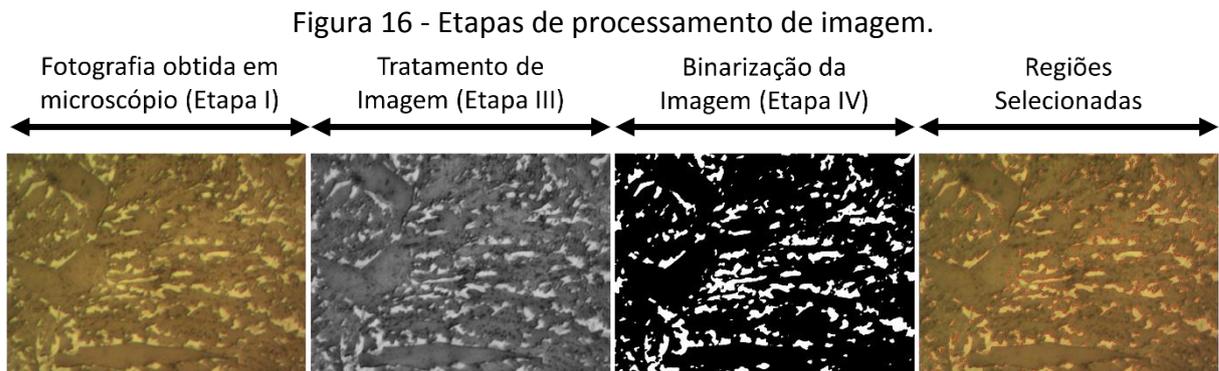
O software utilizado para as quantificações foi o ImageJ®, pois dispõe de recursos para diferentes tipos de quantificações geométricas (área, diâmetros máximo e mínimo, perímetro, centro de área), e a sua calibração foi realizada de acordo com a calibração do microscópio para as imagens analisadas. O procedimento de quantificação da fração de constituintes M/A por microscopia óptica foi realizado através das etapas descritas na Tabela 5, após o procedimento de revelação dos constituintes descritos no item 4.1.3.

Tabela 5 – Comandos utilizados para tratamento e quantificação dos constituintes M/A.

Etapas	Objetivo	Comando ImageJ®
I	Aquisição de fotografias via MO	Via software do microscópio
II	Aplicação de filtro para melhorar contraste e nitidez	Process>SubtractBackground>(40pixels)
III	Conversão em imagem 8 bit	Image>Type>8-bit
IV	Binarização da imagem	Image>Adjust>Threshold (Default; B&W; Dark background)
V	Quantificação de área da imagem	Analyze>Analyze Particles (Size: 0-infinity; Circularity: 0-infinity; Show: Bares and outlines; Includes holes)

Fonte: Autor.

Desta forma foi possível obter diretamente do software a proporção de área total e diâmetro de Feret médio (diâmetro máximo médio) dos constituintes M/A para cada microestrutura. A Figura 16 mostra algumas das etapas do procedimento de tratamento e quantificação de imagem.

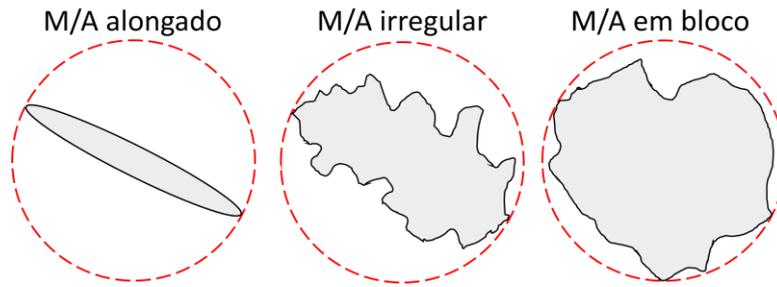


Fonte: Autor.

Contudo, o diâmetro de Feret médio não é a melhor maneira para avaliar a geometria dos constituintes, visto que a forma geométrica do constituinte também é bastante importante para as propriedades mecânicas.

A Figura 17 ilustra este problema ao se avaliar apenas o diâmetro de Feret. Os três constituintes apresentam o mesmo diâmetro de Feret, porém com diferentes geometrias.

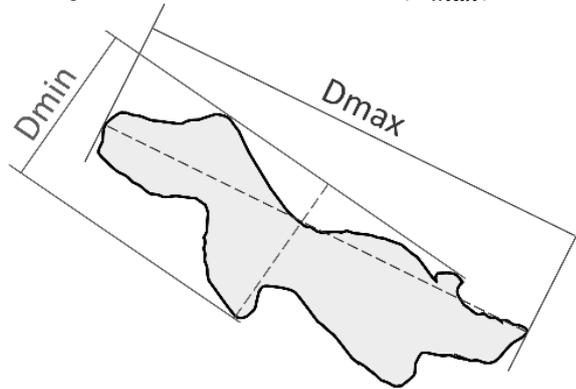
Figura 17 - Diferentes formas de constituintes M/A.



Fonte: Autor.

Desta forma procurou-se avaliar a geometria dos constituintes através da sua forma no plano 2D. Foram estabelecidos três tipos de aspecto dos constituintes de acordo com a relação dos seus diâmetros, mínimo e máximo, conforme mostrado na Figura 18.

Figura 18 - Definição de diâmetro máximo (D_{max}) e mínimo (D_{min}).



Fonte: Autor.

O aspecto dos constituintes M/A foi tratado de acordo com a razão D_{max}/D_{min} , e classificados de acordo com a Tabela 6. Este tipo de relação foi realizado em alguns trabalhos (BONNEVIE *et al.*, 2004; CHEN, Q.-Y. *et al.*, 2020; LI, B. *et al.*, 2019), e indica que quando se aproxima de 1, o qual é o valor mínimo, a forma geométrica do constituinte tende a ser em bloco, e quanto maior o valor, mais esbelto é o constituinte.

Tabela 6 – Classificação de acordo com o aspecto D_{max}/D_{min} .

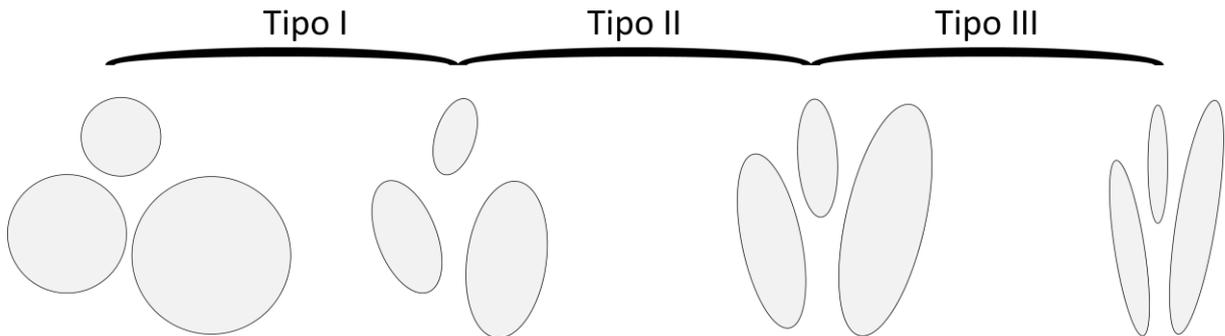
Classificação	D_{max}/D_{min}
Tipo I	1 a 2
Tipo II	2 a 3
Tipo III	> 3

Fonte: Autor.

A Figura 19 ilustra a classificação da forma dos tipos de constituintes M/A. O constituinte Tipo I é aquele com um formato mais próximo à um bloco, apresentando pouco

ou nenhum alongamento. Já o Tipo II representa os constituintes com um determinado alongamento, mas que ainda não sejam tão esbeltos. E por fim, o Tipo III representa os constituintes mais alongados ou que tendem a ter a forma de filmes. Vale salientar que esta classificação não é padronizada, e foi adotada no presente trabalho para que fosse possível avaliar a geometria dos constituintes.

Figura 19 – Ilustração da classificação dos constituintes de acordo com o seu aspecto.



Fonte: Autor.

4.3. Ensaio mecânicos

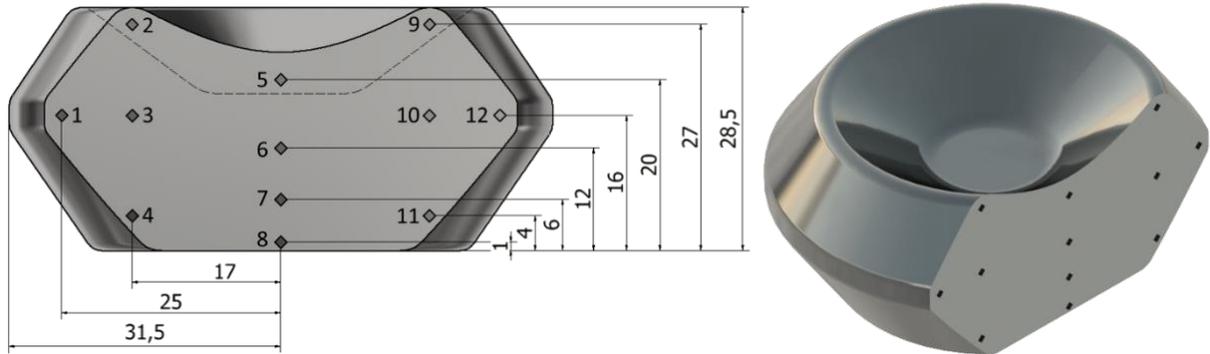
Esta seção apresenta a metodologia dos ensaios de dureza Vickers, tração uniaxial e ensaio de impacto Charpy, utilizados para a caracterização de propriedades mecânicas de acordo com as normas de cada ensaio.

4.3.1. Ensaio de microdureza e dureza Vickers

Os ensaios de microdureza foram realizados em superfícies planas e polidas, utilizando um microdurômetro Vickers, modelo Equilam, com carga de 1 kgf e tempo de ensaio de 10 segundos. Para cada região de análise foram realizadas três medições. Já os ensaios de dureza Vickers foram realizados em um durômetro Vickers, modelo Pantec MV50A, utilizando carga de 30 kgf durante 10 segundos.

A região de medição, a qual foi preparada por processos de lixamento e polimento metalográfico, é indicada na Figura 20. Ambos ensaios seguiram a norma ASTM E98 (ASTM, 2017).

Figura 20 - Perfil de medição de dureza.



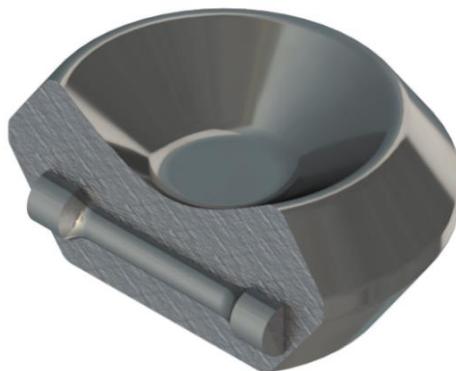
Fonte: Autor.

4.3.2. Ensaio de tração

Os corpos de prova de ensaio de tração foram fabricados com tamanho reduzido proporcionalmente de acordo com a norma ASTM E8/E8M (ASTM, 2013), com 5 mm de diâmetro e 20 mm de *gauge length*, devido ao tamanho das amostras forjadas. Os ensaios foram realizados em uma máquina universal de ensaios EMIC DL 10000 com velocidade constante de 1 mm/min em temperatura ambiente.

Foram utilizados três corpos de prova para cada condição de forjamento, confeccionados a partir de duas amostras forjadas e extraídos de acordo com a Figura 21. Além disso, foram ensaiados três corpos de prova nas condições de recebimento, de forma que os corpos de prova foram extraídos no sentido axial das barras.

Figura 21 - Local de extração do corpo de prova de ensaio de tração.



Fonte: Autor.

4.3.3. Ensaio de impacto Charpy com entalhe em V

Os ensaios de impacto Charpy foram realizados com corpos de prova retangulares de dimensões de 10 x 10 x 55 mm, com entalhe em $V = 45^\circ$, com 2 mm de profundidade. Foram

utilizados quatro corpos de prova para cada condição de forjamento, os quais foram confeccionados a partir de duas amostras forjadas e extraídos de acordo com a Figura 22. Os ensaios foram realizados em temperatura de 20 °C, seguindo as recomendações da norma ASTM E23 (ASTM, 2007).

Figura 22 - Local de extração do corpo de prova de ensaio Charpy.



Fonte: Autor.

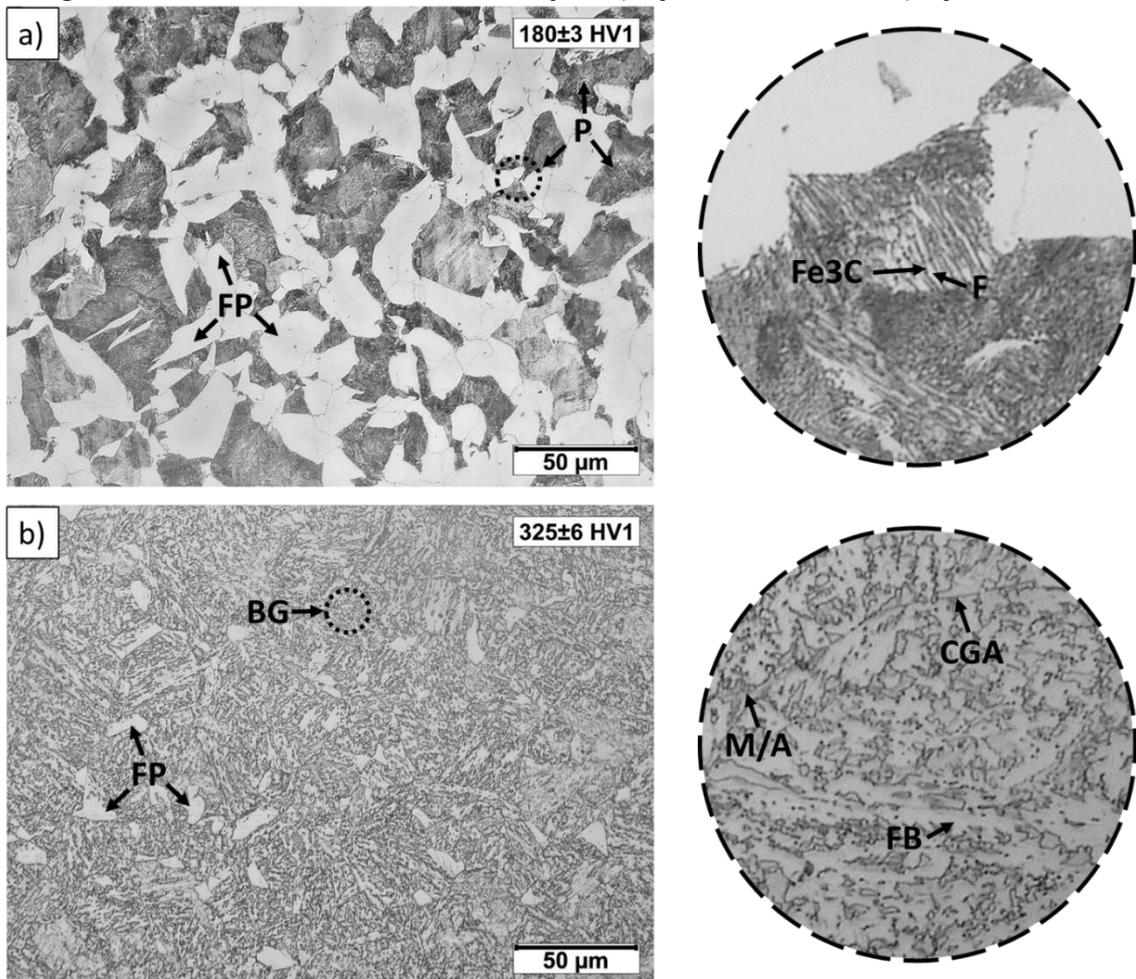
5. Resultados e discussão

Nesta seção são apresentados os resultados divididos basicamente em duas partes: caracterização dos materiais nas condições de recebimento (item 5.1.), e processadas termomecanicamente (item 5.2.).

5.1. Materiais na condição de recebimento

A Figura 23 mostra a microestrutura e dureza dos materiais na condição de fornecimento (barras laminadas). As fotografias representam a região transversal da barra, próximo ao meio-raio.

Figura 23 – Microestrutura inicial dos aços. a) Aço DIN 20MnCr5. b) Aço bainítico.



Fonte: Autor.

O aço DIN 20MnCr5 apresenta uma microestrutura ferrítica-perlítica tradicional, enquanto que a composição microestrutural do aço bainítico é basicamente formada por

Bainita Granular (BG) e ferrita proeutetóide. Estas diferenças microestruturais estão vinculadas principalmente à concentração de Si, que em maiores concentrações suprime a formação de cementita e conseqüentemente a formação de perlita (BHADESHIA, 2019; BHADESHIA; EDMONDS, 1983; CHANG, 2004; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; KOZESCHNIK; BHADESHIA, 2008).

Isto reflete também nas propriedades mecânicas, conforme observado na Tabela 7. De maneira geral, nas condições de recebimento, o aço bainítico apresenta propriedades superiores ao aço DIN 20MnCr5, uma vez que a microestrutura bainítica livre de carbonetos possibilita melhores combinações de resistência mecânica e ductilidade (BHADESHIA, 2019).

Tabela 7 – Propriedades mecânicas e metalúrgicas dos aços na condição de recebimento.

Propriedade	Aço DIN 20MnCr5 (Convencional)	Aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (Bainítico)
TGA (μm)	14 \pm 1	24 \pm 2
LE (MPa)	513 \pm 47	715 \pm 8
LR (MPa)	715 \pm 43	1005 \pm 1
A5 (%)	16 \pm 1	17 \pm 1
RA (%)	38 \pm 2	44 \pm 1
Dureza (HV30)	180 \pm 3	325 \pm 6
Microestrutura	FP+P	FB+M/A+FP

Fonte: Autor.

O aço bainítico, constituído por bainita granular (FB+M/A) e ferrita proeutetóide, apresentou resistência mecânica superior quando comparado ao aço DIN 20MnCr5, constituído por ferrita proeutetóide e perlita. Enquanto que o aço DIN 20MnCr5 apresentou 513 MPa de limite de escoamento e 715 MPa de limite de resistência à tração, o aço bainítico apresentou 715 MPa e 1005 MPa, respectivamente, correspondendo à um valor 28% maior de resistência mecânica (LE e LR).

Esta melhor resistência está associada à alta densidade de discordâncias e maior quantidade de contornos de grão da bainita (contornos de ripas e subunidades de ferrita), que ancoram a microestrutura, mantendo-a resistente à deformação. Outro fator é a presença de microestruturas secundárias duras, como constituintes M/A, os quais podem favorecer o aumento de resistência mecânica (LAN, H. F.; DU; MISRA, 2014). Além disso, apesar de não quantificado, o aço bainítico apresenta menos formação de ferrita proeutetóide do que o aço

DIN 20MnCr5. A ferrita proeutetóide é uma microestrutura macia e está sujeita à uma maior deformação plástica quando comparada à perlita ou a ferrita bainítica (BASANTIA *et al.*, 2021), o que faz reduzir o limite de escoamento, limite de resistência à tração e dureza.

5.2. Materiais processados termomecanicamente por forjamento

Neste tópico são apresentados e discutidos os resultados obtidos por meio do processamento termomecânico descrito no Item 3. Optou-se por apresentar os resultados em três tópicos principais: caracterização microestrutural, quantificação de austenita retida e constituintes M/A, e caracterização mecânica.

5.2.1. Caracterização microestrutural

A caracterização metalúrgica visou investigar o efeito do forjamento à quente no TGA recristalizado, e a partir dele o efeito na decomposição das fases e morfologias que compõem a microestrutura. Os resultados desta caracterização estão apresentados e discutidos ao longo do item 5.2.1, e mostram o quão influente é o TGA recristalizado no comportamento dos materiais durante o resfriamento pós deformação.

5.2.1.1. Tamanho de grão austenítico (TGA) recristalizado

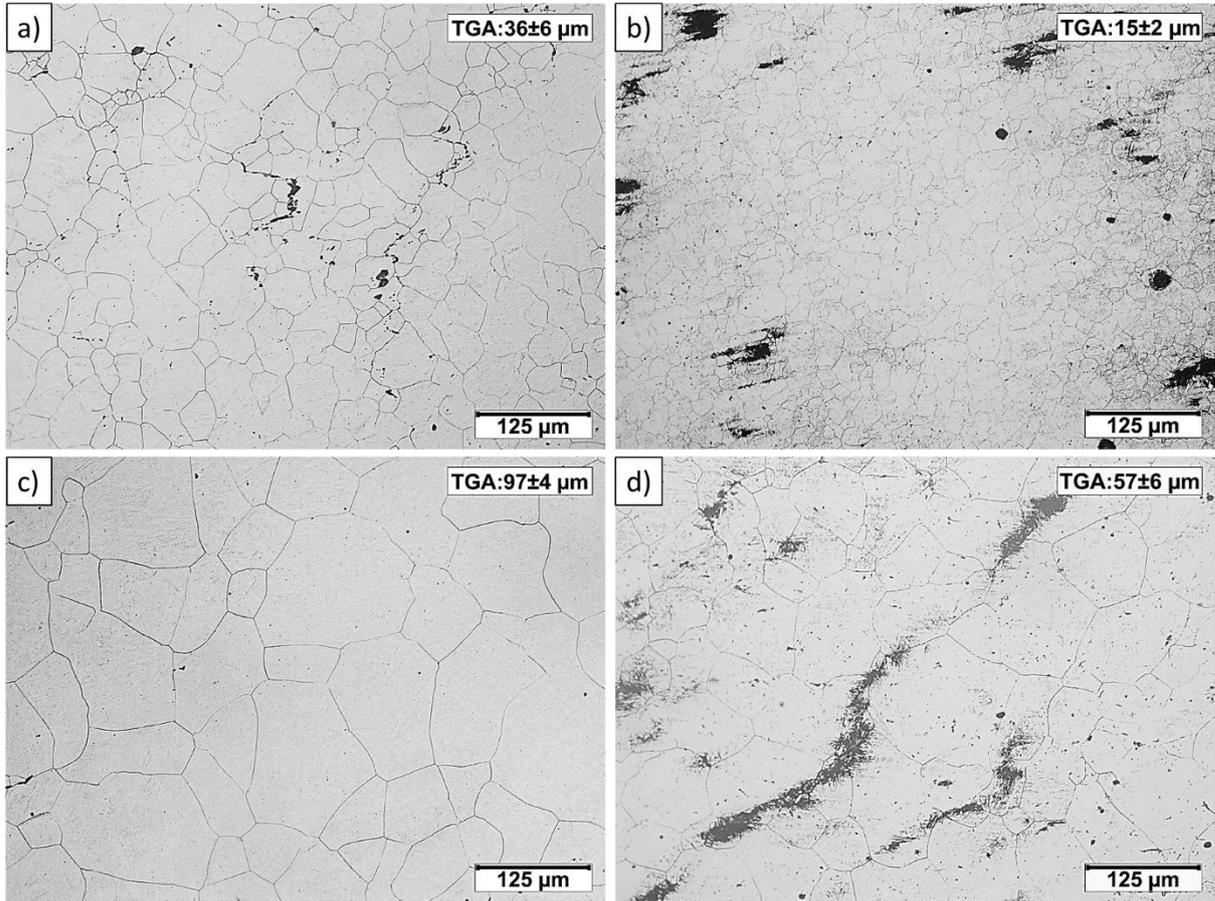
A Figura 24 mostra o grão austenítico recristalizado obtido após a têmpera em água imediatamente após o forjamento dos aços em baixa e alta temperatura. O forjamento em baixa temperatura proporcionou um grão austenítico mais refinado quando comparado à alta temperatura em ambos os materiais. O aço DIN 20MnCr5 apresentou TGA médio de $36 \pm 6 \mu m$ e $97 \pm 4 \mu m$, enquanto que o aço bainítico apresentou TGA médio de $15 \pm 2 \mu m$ e $57 \pm 6 \mu m$, para baixa e alta temperatura de forjamento, respectivamente.

Em relação ao TGA do material na condição de recebimento, o forjamento refinou o grão austenítico apenas na condição de baixa temperatura do aço bainítico, enquanto que nas demais condições, tanto para o aço DIN 20MnCr5 como para o aço bainítico, o TGA recristalizado foi maior que na condição inicial.

Além disso, a cinética de migração dos contornos de grão austenítico no aço bainítico é mais lenta do que no aço DIN 20MnCr5. Isso porque o forjamento do aço bainítico em alta

e baixa temperatura apresentou TGA recristalizado menor quando comparado ao aço DIN 20MnCr5, o qual apresentava TGA menor na condição de fornecimento.

Figura 24 - TGA após o forjamento. Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a) e 1100 °C (c). Aço bainítico forjado em 1030 °C (b) e 1100 °C (d).



Fonte: Autor.

Ambos os materiais não têm elementos como V, Ti e B em proporções significativas para conter ou desacelerar o crescimento do grão austenítico durante o aquecimento, austenitização e pós deformação. Entretanto, o aço bainítico apresenta pequena fração de Mo (~0,27% em peso), o qual pode contribuir na contenção do crescimento dos grãos.

Shorowordi et al. (SHOROWORDI; BEPARI, 2002), verificou que em um aço de baixo carbono (0,13% em peso), contendo Mo (0,48% em peso), o crescimento de grão austenítico durante a cementação foi reduzido significativamente em diferentes tempos de tratamento, devido a formação de carbonetos de molibdênio (Mo_2C). Apesar de o aço bainítico do presente estudo apresentar menor teor de Mo e C do que as regiões cementadas das amostras do estudo de Shorowordi et al., pode ser que a formação de partículas de Mo_2C também

ocorra no aço bainítico, elucidando a existência do TGA recristalizado menor do que no aço DIN 20MnCr5.

O TGA recristalizado após a deformação tem influências importantes na fração de fases, morfologia e refinamento da microestrutura, os quais afetarão as propriedades mecânicas após o resfriamento (CAPDEVILA; CABALLERO; DE ANDRÉS, 2003; LAN, L.; CHANG; FAN, 2018; SILVEIRA *et al.*, 2020; ZHAO, H.; WYNNE; PALMIERE, 2017). Estes efeitos serão melhor abordados no decorrer do item 5.2.

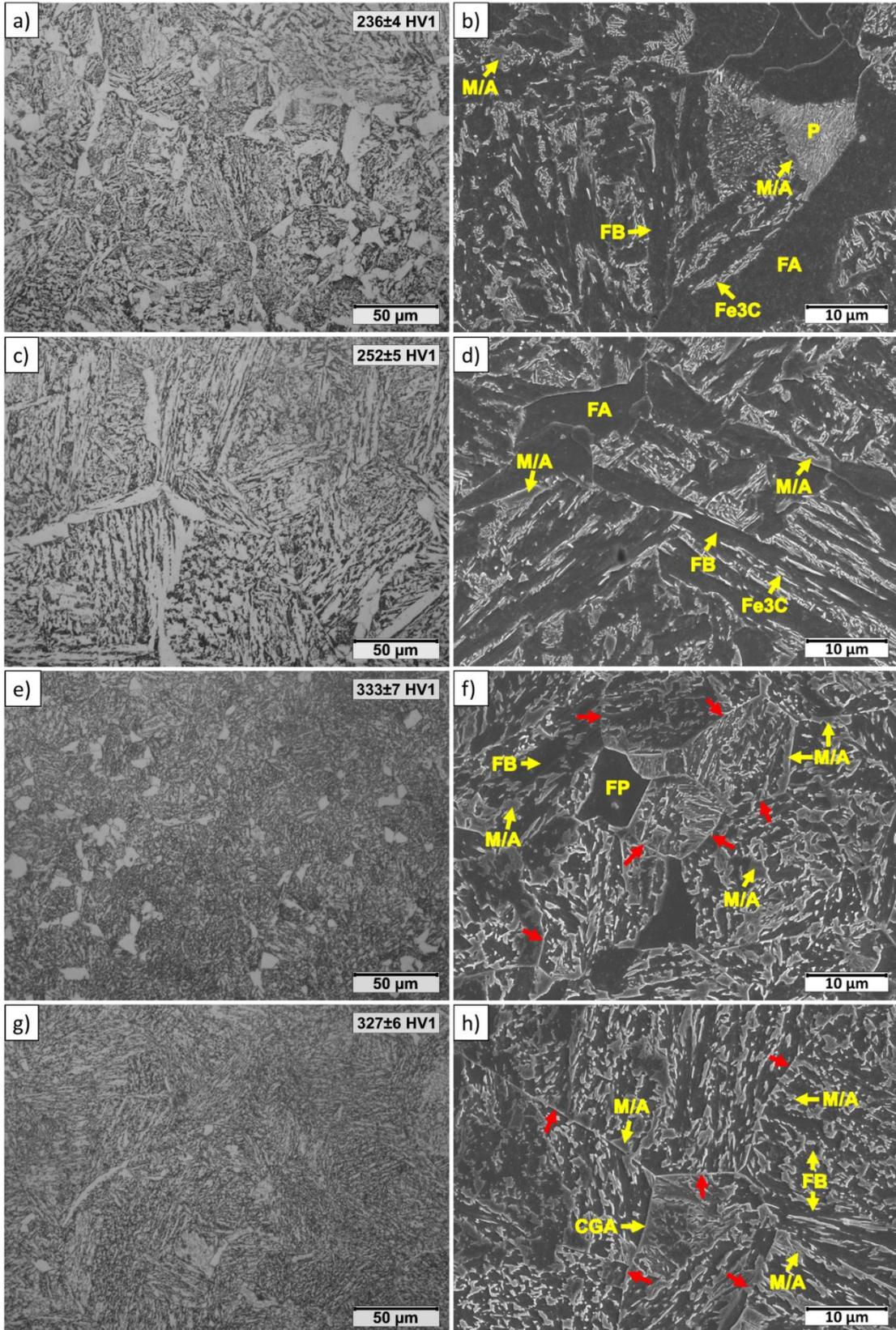
5.2.1.2. Microestrutura

A Figura 25 mostra as fotografias via microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura para cada condição de forjamento, obtidas conforme descrito no item 4.1.2. Para ambos os materiais o forjamento em baixa temperatura apresentou microestrutura mais refinada quando comparado ao forjamento em alta temperatura, que em contraste formou menos ferrita proeutetóide. Ambos os aspectos podem ser atribuídos ao TGA prévio à transformação durante o resfriamento.

Grãos austeníticos menores apresentam mais área de contornos de grão austenítico por unidade de volume, e isto implica em mais locais para a nucleação de ferrita proeutetóide e ferrita bainítica, as quais nucleiam preferencialmente nestas regiões mais difusionais (LAN, L.; CHANG; FAN, 2018; SAINIS *et al.*, 2018; TANG *et al.*, 2020). Os contornos de grão austenítico também agem como barreiras para o crescimento dos feixes de bainita, impedindo a formação de pacotes ou feixes bainíticos longos, uma vez que os mesmos não atravessam os contornos de grão austenítico.

As microestruturas formadas em cada aço após o forjamento e resfriamento por convecção natural apresentaram diferenças morfológicas perceptíveis. O aço DIN 20MnCr5 apresentou formação de bainita superior e ferrita alotriomórfica nos contornos de grão austenítico, ao invés de ferrita poligonal e perlita, previamente visualizadas na condição de recebimento. Entretanto, foi observado em análises via microscopia eletrônica de varredura, a existência de algumas perlitas dispersas na microestrutura após o forjamento em baixa temperatura, conforme mostrado na Figura 25-b.

Figura 25 - Microestruturas nas condições de forjamento via MO (a,c,e,g) e MEV (b,d,f,h). Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a-b) e 1100 °C (c-d). Aço bainítico forjado em 1030 °C (e-f) e 1100 °C (g-h). As flechas vermelhas correspondem ao CGA prévio à transformação.



Fonte: Autor.

A maior formação de bainita ao invés de perlita no aço DIN 20MnCr5 também está relacionada ao TGA. A transformação perlítica inicia através de uma reação cooperativa com a transformação ferrítica nos contornos de grão austenítico, de forma que o C expulso da ferrita é aproveitado para a formação das lamelas de cementita. Grãos austeníticos grosseiros, além de diminuírem as interfaces dos grãos austeníticos por unidade de volume, acarretam longos caminhos de difusão do C do interior do grão para o contorno de grão, dificultando a aglomeração de carbonetos para a formação de perlita, uma vez que a difusão é mais lenta no interior do grão do que nas regiões de contorno.

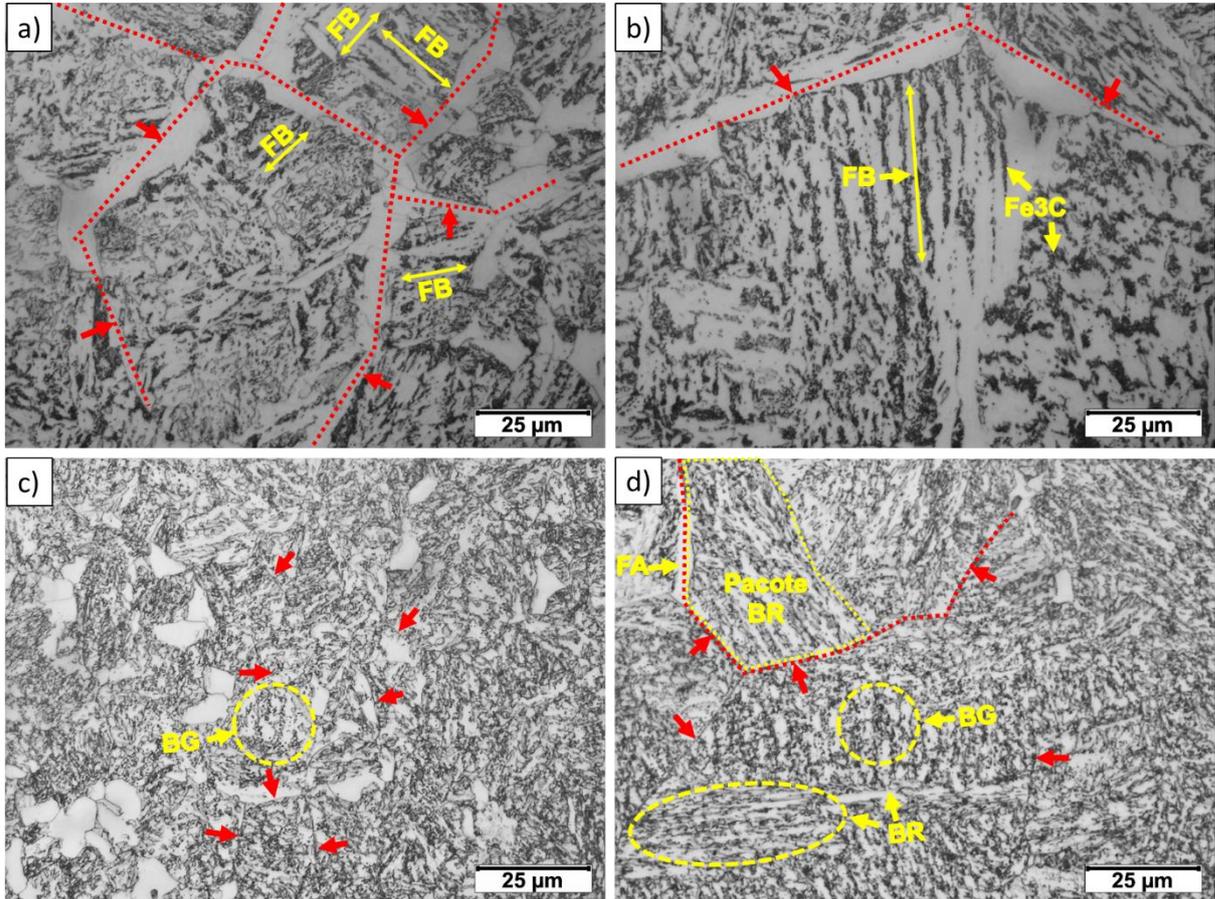
Ferry et al. relatam que a taxa de resfriamento crítica para os produtos da transformação (ferrita, perlita e bainita) diminui com o aumento do TGA (FERRY; THOMPSON; MANOHAR, 2002). Em outras palavras, para grãos grosseiros a transformação da austenita em perlita ocorre em taxas de resfriamento mais lentas do que para grãos finos. Com a mesma taxa de resfriamento, porém com o TGA maior, o forjamento em alta temperatura tem maior dificuldade de promover a difusão de C durante a transformação, dificultando a concentração de C suficiente nos contornos de grão austenítico para a formação de perlita. Desta forma, os átomos de C se ligam aos de Fe, formando pequenos aglomerados de cementita, que posteriormente junto com a ferrita bainítica formam a BS.

Já o aço bainítico apresentou formação de ferrita proeutetóide e bainita granular em sua grande maioria, entretanto é possível observar a formação de algumas regiões com feixes alongados de ferrita bainítica, que formam uma morfologia de bainita em ripas (BR), principalmente para o forjamento em alta temperatura, o qual apresenta um TGA maior. Num primeiro momento, ao observar a microestrutura do aço bainítico via microscopia óptica, observa-se uma aparente diferença na morfologia da bainita entre as condições de forjamento. Entretanto, as análises via microscopia eletrônica de varredura, mostram que essa diferença não é tão expressiva (Figura 25).

A Figura 26 mostra as microestruturas via microscopia óptica em maior ampliação. O forjamento em alta temperatura possibilitou a visualização de pacotes de bainita que dividem o grão austenítico prévio (Figura 26-d). Segundo Rancel et al, quando o grão austenítico é relativamente grande, cada grão é transformado em diversos pacotes bainíticos, e conforme o TGA é reduzido, o número de pacotes dentro de um mesmo grão é reduzido até apresentar

apenas um único pacote, o qual não pode ser maior que o TGA (BHADESHIA, 2019; RANCEL *et al.*, 2011; ZHAO, H.; WYNNE; PALMIERE, 2017).

Figura 26 - Microestruturas via microscopia óptica em maior magnificação. Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a) e 1100 °C (b). Aço bainítico forjado em 1030 °C (c) e 1100 °C (d). As flechas e pontilhados vermelhos correspondem ao CGA prévio à transformação. 25 µm



Fonte: Autor.

A visualização dos contornos de grão austenítico também foi influenciada pela morfologia da bainita, sendo mais difícil de ser identificado para a bainita granular. A bainita granular, formada por regiões grosseiras de ferrita, filmes de austenita e constituintes M/A, recebe este nome devido a sua forma visualizada via microscopia óptica. Entretanto, as placas grosseiras de ferrita são na verdade feixes de ferrita bainítica formadas por subunidades separadas por filmes muito finos de austenita (MORALES-RIVAS *et al.*, 2015).

A microestrutura formada no aço bainítico para baixa e alta temperatura de forjamento foi mais refinada do que no aço DIN 20MnCr5. Esta é uma característica intrínseca das microestruturas livres de carbonetos, pois ocorre a formação de subunidades finas de

ferrita separadas por filmes ultra finos de austenita retida (CABALLERO *et al.*, 2001). Além disso, de acordo com Hu et al, a adição de Mo favorece a formação de bainita em ripas mais refinadas (HU *et al.*, 2016).

Alguns estudos têm avaliado o crescimento de placas de bainita e martensita sob diferentes TGA (CELADA-CASERO; SIETSMA; SANTOFIMIA, 2019; LAN, L.; CHANG; FAN, 2018). Segundo Lan et al, que avaliaram o efeito do grão austenítico na transformação martensítica em um aço de baixo teor de carbono, o grão austenítico refinado pode reduzir também o tamanho dos pacotes e a espessura das ripas de martensita (LAN, L.; CHANG; FAN, 2018). Este efeito é similar para a formação da bainita. As primeiras subunidades de ferrita nucleiam nos contornos de grão austenítico e crescem de forma que a subunidade adjacente nucleia na ponta da subunidade já existente, formando assim as placas que compõem os feixes bainíticos, e este crescimento ocorre até se atingir uma barreira, a qual costuma ser os contornos de grão austenítico do lado oposto da nucleação das primeiras subunidades.

5.2.2. Quantificação de austenita retida e constituintes M/A

Foram utilizadas as técnicas de medição por difração de raios-X e ataque colorido via microscopia óptica para a investigação de austenita retida e constituintes M/A. Esta combinação de técnicas possibilitou uma discussão interessante em relação as diferentes frações medidas de austenita retida em cada condição.

5.2.2.1. Quantificação de austenita retida via difração de raios-X

A Tabela 8 sumariza os resultados obtidos através do refinamento dos difratogramas pelo método Rietveld. Alguns difratogramas analisados podem ser observados no Anexo-I.

Tabela 8 - Densidade de discordâncias na ferrita, fração de austenita retida e conteúdo de C na austenita.

Material	Condição	AR (% volume)	W_C (% massa)	ρ_α (m ⁻²)
Aço DIN 20MnCr5 (Convencional)	Recebimento	0,0	-	2,68E+12
	Forjado em 1030 °C	3,6	0,72 ± 0,05	2,28E+13
	Forjado em 1100 °C	3,4	0,74 ± 0,08	2,63E+13
Aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (Bainítico)	Recebimento	10,7	0,59 ± 0,02	4,53E+13
	Forjado em 1030 °C	7,6	0,60 ± 0,02	4,72E+13
	Forjado em 1100 °C	12,1	0,54 ± 0,06	4,75E+13

Fonte: Autor.

Os materiais apresentaram diferenças na quantidade de austenita retida, conforme já esperado. O aço DIN 20MnCr5 não apresentou fração de austenita retida na condição de recebimento, a qual consiste de uma microestrutura ferrítica-perlítica. Com o forjamento o aço DIN 20MnCr5 apresentou frações de austenita retida de 3,6% e 3,4% para baixa e alta temperatura de forjamento, respectivamente. Isto pode estar vinculado à formação de bainita, diferente distribuição de C devido ao TGA e a formação de constituintes M/A. O conteúdo de C na austenita retida entre as condições de forjamento não apresentou diferenças significativas no aço DIN 20MnCr5.

O aço bainítico também apresentou variações da fração de austenita retida com o forjamento. Na condição de recebimento foi medido uma fração de 10,7% de austenita retida. Já quando forjado em alta e baixa temperatura, as frações de austenita retida foram de 7,6% e 12,1%, respectivamente. Apesar destas diferenças, não houve diferenças significativas no conteúdo de C na austenita retida entre as condições do aço bainítico.

Silveira et al, também estudaram o efeito da deformação deste mesmo aço bainítico, porém sob condições diferentes de forjamento. Foi encontrado que a fração de austenita retida diminui com o aumento da temperatura de forjamento, e isto foi vinculado à proporção de bainita/ferrita formada em cada condição (SILVEIRA *et al.*, 2020). Com a redução da temperatura de forjamento, ocorre maior formação de ferrita proeutetóide devido ao menor TGA, a qual pode aumentar a estabilidade da austenita circundante durante a transformação, devido ao maior particionamento de C, e isto pode favorecer a formação de blocos de austenita rica em C (TANG *et al.*, 2020), e aumentar a fração de austenita retida.

Contudo, assim como nos resultados de Silveira et al, houve uma redução da fração de austenita retida com a formação de ferrita proeutetóide. Isto provavelmente ocorre devido à transformação de parte desta austenita em martensita durante o resfriamento, por uma possível maior formação de blocos de austenita. Blocos de austenita são menos estáveis do que filmes de austenita devido ao fato de que os blocos geralmente contém menos conteúdo de C do que os filmes, além de que os filmes se encontram entre as subunidades e feixes bainíticos (BHADESHIA; EDMONDS, 1983; CABALLERO *et al.*, 2001; ZHAO, Z. Z. *et al.*, 2014). Esta hipótese será melhor abordada no Item 5.2.2.2., que apresenta os resultados da quantificação de constituintes M/A.

Outro dado obtido pelas medições via difração de raios-X foi a densidade de discordâncias. O aço DIN 20MnCr5 apresentou densidades de discordância bastante dissimilares entre as condições de recebimento e forjamento, porém com pouca diferença entre as condições de forjamento em baixa e alta temperatura. Isso já era esperado, visto a mudança de microestrutura promovida pelo forjamento e resfriamento.

Devido a microestrutura bainítica livre de carbonetos, a qual é mais refinada, o aço bainítico forjado apresentou aproximadamente o dobro de densidade de discordâncias do aço DIN 20MnCr5 forjado e mostrou um ligeiro aumento (cerca de 4%) quando forjado em relação à condição de recebimento. Isto indica que o forjamento nestas condições não apresentou influências significativas na densidade de discordâncias.

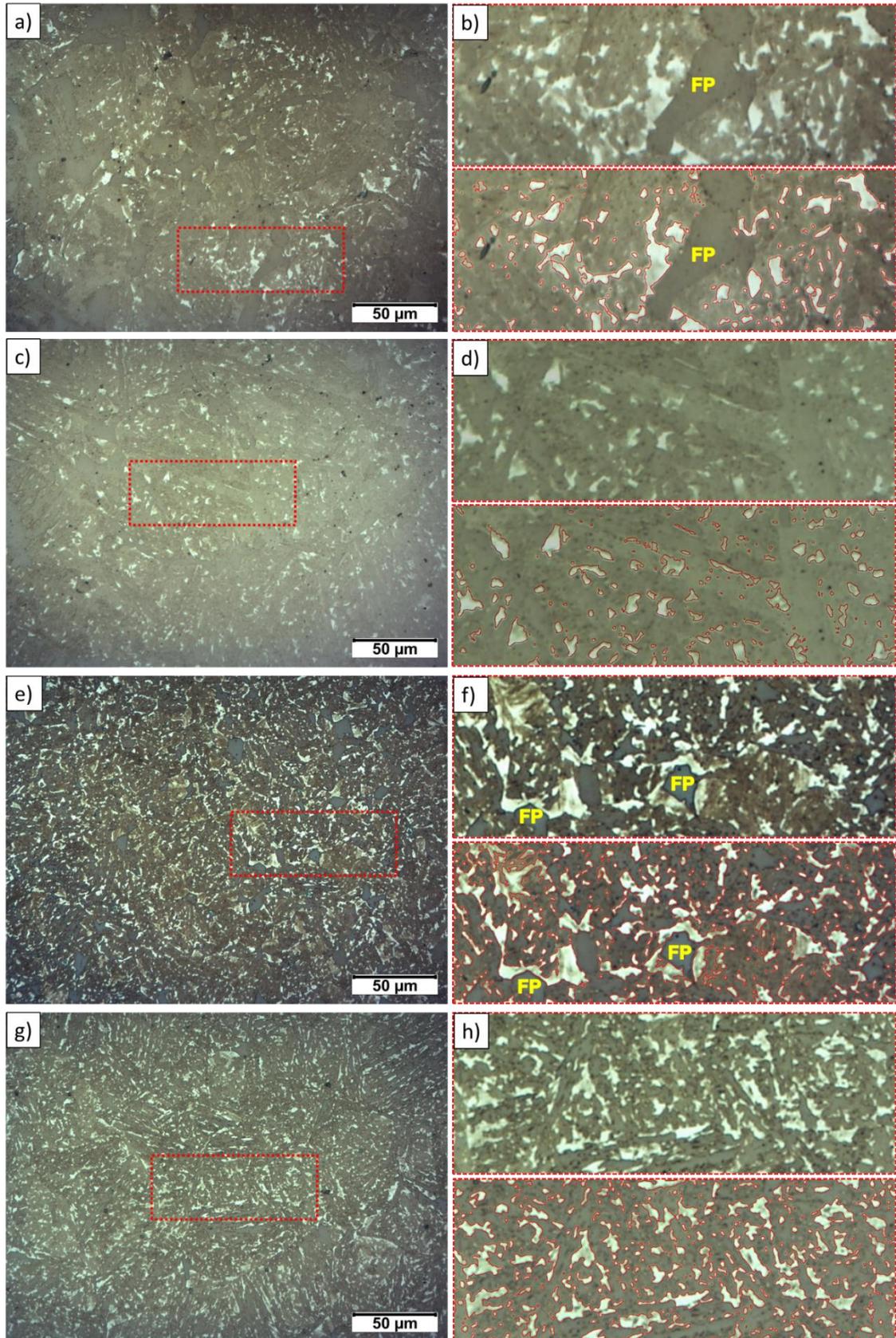
5.2.2.2. Constituintes M/A via microscopia óptica

A Figura 27 mostra as microestruturas reveladas pelo reagente LePera. O objetivo deste ataque foi obter um contraste suficiente para visualizar os constituintes M/A. Na coloração marrom é possível observar a fase ferrita (FB e FP), enquanto que a coloração branca indica os constituintes M/A na forma de blocos e alongados. As Figura 27 a,c,e,f mostram as fotografias de área $51215 \mu\text{m}^2$ ($261 \times 196 \mu\text{m}$) utilizadas para a quantificação da fração volumétrica de constituintes M/A em cada condição de forjamento. As Figura 27 b,d,f,h mostram em detalhe a região do retângulo vermelho de cada figura e a seleção dos constituintes nesta região utilizados para a quantificação.

Os aços tiveram respostas diferentes em relação aos parâmetros de ataque químico, porém ambos foram suficientes para apresentar um bom contraste entre a ferrita e os constituintes M/A. O aço DIN 20MnCr5 apresentou uma coloração marrom com tom mais leve do que o aço bainítico, muito provavelmente pelas diferenças de microestruturas e composições química.

A seleção dos constituintes M/A por ataque colorido é bastante difícil, pois a martensita também pode ficar na coloração amarronzada, e muitas vezes as fronteiras dos constituintes M/A com a ferrita bainítica não são bem identificadas, e regiões pertencentes a estes constituintes não são incorporadas na contagem. Desta forma, visou-se quantificar as regiões brancas, considerando as limitações desta técnica.

Figura 27 - Microestruturas via MO reveladas por reagente LePera. Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a-b) e 1100 °C (c-d). Aço bainítico forjado em 1030 °C (e-f) e 1100 °C (g-h).

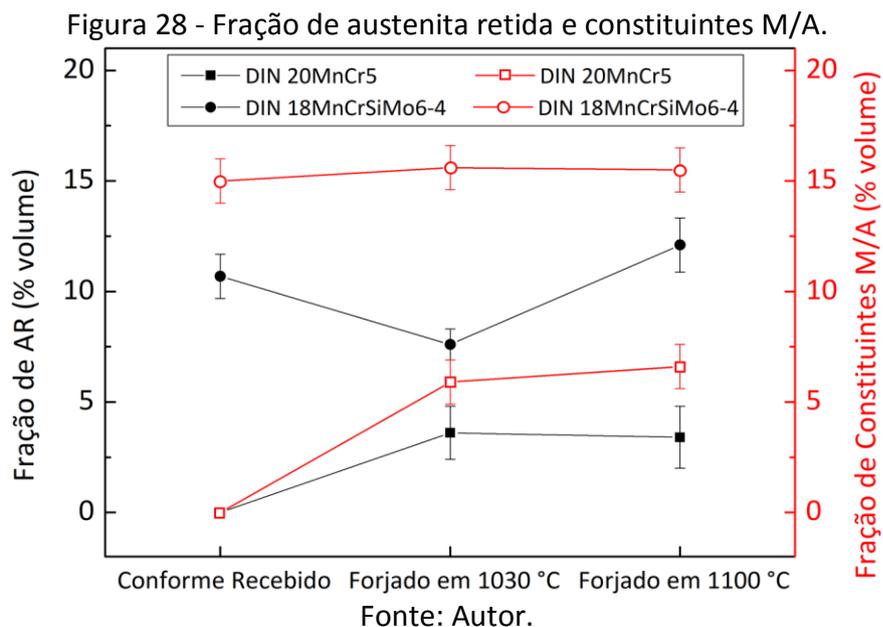


Fonte: Autor.

Durante a decomposição da austenita em alta temperatura, os átomos de C são expelidos para fora das subunidades de ferrita, que formarão os feixes de ferrita bainítica posteriormente. Este carbono circundará as subunidades de ferrita, formando uma interface ferrita/austenita enriquecida de C (LAN, L.; CHANG; FAN, 2018). Posteriormente, esta austenita pode se estabilizar em temperatura ambiente ou se decompor parcialmente em martensita, as quais darão origem aos constituintes M/A das microestruturas livres de carbonetos, ou ainda, se decompor totalmente ou parcialmente em cementita, formando assim a bainita superior.

O aço DIN 20MnCr5 apresentou 5,9% e 6,6% de constituintes M/A para as condições de forjamento em 1030 °C e 1100 °C, respectivamente, enquanto que o aço bainítico apresentou 15,6% e 15,5%, respectivamente. Estas diferenças entre os materiais estão intimamente ligadas à composição química, de forma que o Si em maior quantidade no aço bainítico desempenha a função de inibir a formação de cementita, devido à sua baixa solubilidade na austenita, mantendo a austenita enriquecida de C e assim, estável em temperatura ambiente (BHADESHIA, 2019; BHADESHIA; EDMONDS, 1983; CHANG, 2004; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; KOZESCHNIK; BHADESHIA, 2008).

A Figura 28 mostra as frações de austenita retida medida por difração de raios-X, e constituintes M/A medida por microscopia óptica.



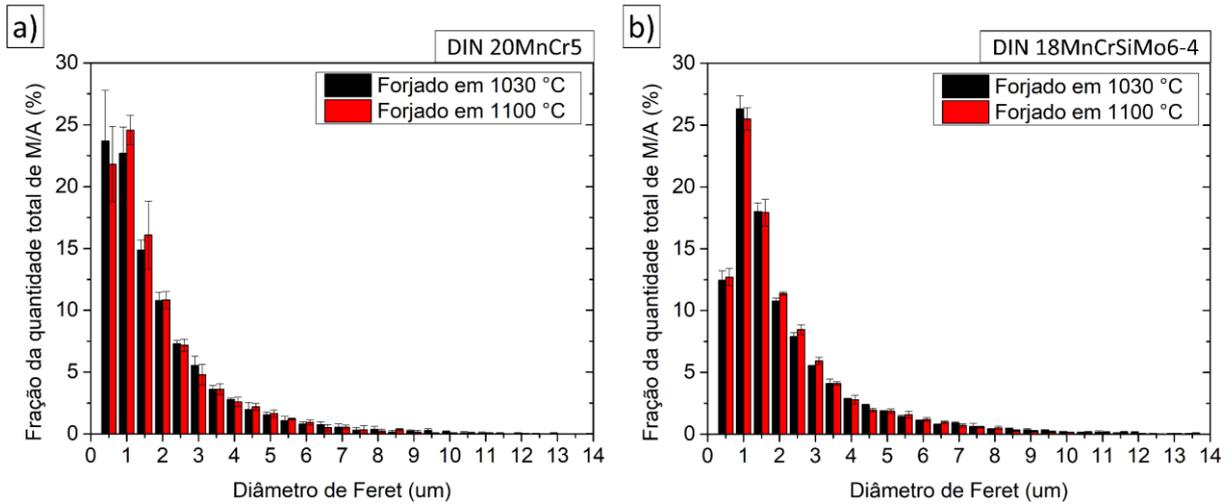
O principal comportamento está relacionado ao aço bainítico. Conforme abordado no Item 5.2.2.1., o aço bainítico apresentou uma redução na fração de austenita retida para a condição de forjamento em baixa temperatura. Porém, a fração de constituintes M/A não apresentou redução, e foi ligeiramente maior entre as condições. Isto pode ser um indicativo de que houve maior decomposição destas regiões de austenita enriquecida de C, em martensita. Esta maior decomposição da austenita pode estar vinculada à sua formação em blocos, os quais são mais instáveis e estão mais susceptíveis à transformação (BHADESHIA; EDMONDS, 1983; CABALLERO *et al.*, 2001).

O TGA desempenha um efeito importante na formação, distribuição, tamanho e forma dos constituintes M/A. Conforme abordado no Item 5.2.1.2., a redução do TGA favorece a formação de ferrita proeutetóide, a qual pode favorecer o surgimento de blocos grandes de constituintes M/A. Segundo Tang et al, o surgimento destes blocos é devido ao enriquecimento de C destas regiões através de duas reações: formação de ferrita proeutetóide e transformação bainítica incompleta (TANG *et al.*, 2020). As Figura 27-b e Figura 27-f, as quais representam o forjamento em baixa temperatura para ambos os materiais, mostram a formação de blocos de constituintes M/A na interface com a ferrita proeutetóide. Com o aumento da temperatura de forjamento, a formação de blocos de constituintes M/A tende a ser reduzida, e a sua morfologia se mantém entre alongados e ilhas irregulares.

Por este motivo, o tamanho e a forma dos constituintes M/A foram quantificados para uma melhor avaliação. A medição do diâmetro de Feret de cada constituinte foi realizada para avaliar do seu tamanho. O diâmetro de Feret nada mais é do que o maior comprimento que o constituinte pode apresentar no plano 2D.

A Figura 29 mostra a variação dos diâmetros de Feret medidos para cada condição de forjamento. O eixo das abscissas dos gráficos mostra a variação do tamanho dos constituintes numa distribuição de 0,5 μm (0-0,5; 0,5-1; 1-1,5; ...). Vale ressaltar que a amostragem em cada fotografia foi menor para o aço DIN 20MnCr5, o qual apresentou menor formação de constituintes M/A por unidade de área, cerca de 2000 constituintes, enquanto que o aço bainítico apresentou cerca de 4000. Uma melhor avaliação desta diferença será realizada no decorrer da discussão.

Figura 29 - Variação do diâmetro de Feret. a) Aço DIN 20MnCr5. b) Aço bainítico.



Fonte: Autor.

Os diâmetros de Feret médios entre os materiais foram diferentes, sendo que o aço DIN 20MnCr5 apresentou um diâmetro menor, 1,65 µm e 1,61 µm, enquanto que o aço bainítico apresentou 2 µm e 1,95 µm, para baixa e alta temperatura de forjamento, respectivamente. Além disso, o aço DIN 20MnCr5 mostrou uma fração maior de constituintes com diâmetro até 0,5 µm, o que contribuiu para a redução do diâmetro médio.

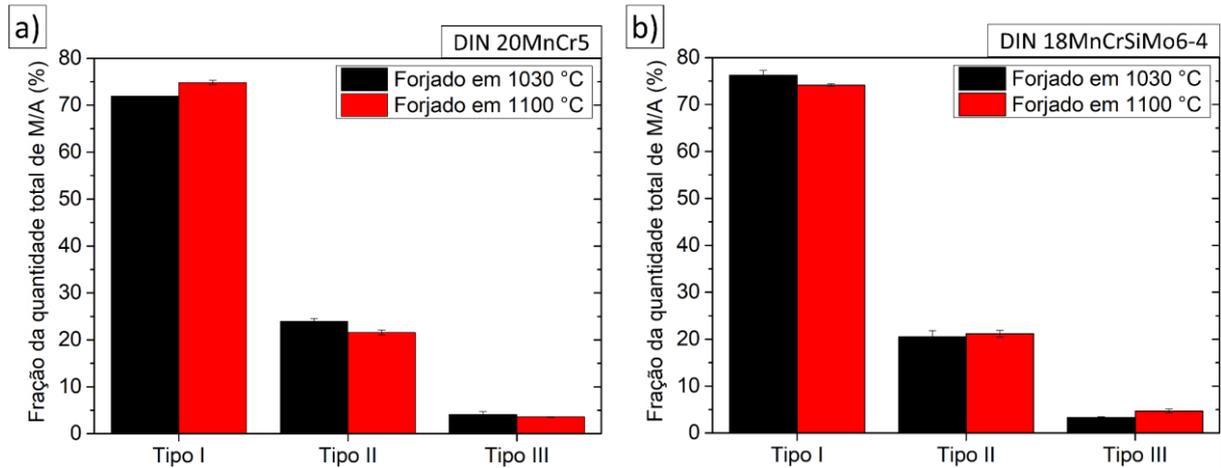
A Figura 30 mostra a classificação dos constituintes M/A de acordo com cada condição de forjamento. De forma geral, os materiais mostraram comportamentos similares em relação ao tipo de constituintes, sendo que a maioria dos constituintes (70% a 76%) apresentam uma relação D_{max}/D_{min} do Tipo I (blocos), o qual inclui constituintes com pequeno, médio e grande diâmetro. Contudo, as diferenças são muito pequenas, mas alguns pontos podem ser analisados.

O aço DIN 20MnCr5 apresentou um ligeiro aumento da fração de constituintes do Tipo I para o forjamento em alta temperatura, com redução na fração dos constituintes do Tipo II, mantendo a fração do Tipo III. Em outras palavras, o forjamento do aço DIN 20MnCr5 em alta temperatura produziu mais constituintes com aspecto de blocos do que quando forjado em baixa temperatura.

Diferentemente, o aço bainítico quando forjado em baixa temperatura, apresentou maior formação de constituintes do Tipo I do que quando forjado em alta temperatura, corroborando com o que foi observado nas análises via microscopia óptica. Além disso,

apresentou uma pequena redução dos constituintes do Tipo II e uma redução mais acentuada dos constituintes do Tipo III. Em resumo, o forjamento do aço bainítico forjado em baixa temperatura produziu mais constituintes com aspecto de blocos do que quando forjado em alta temperatura.

Figura 30 – Fração de constituintes M/A de acordo com a classificação. a) Aço DIN 20MnCr5. b) Aço bainítico.



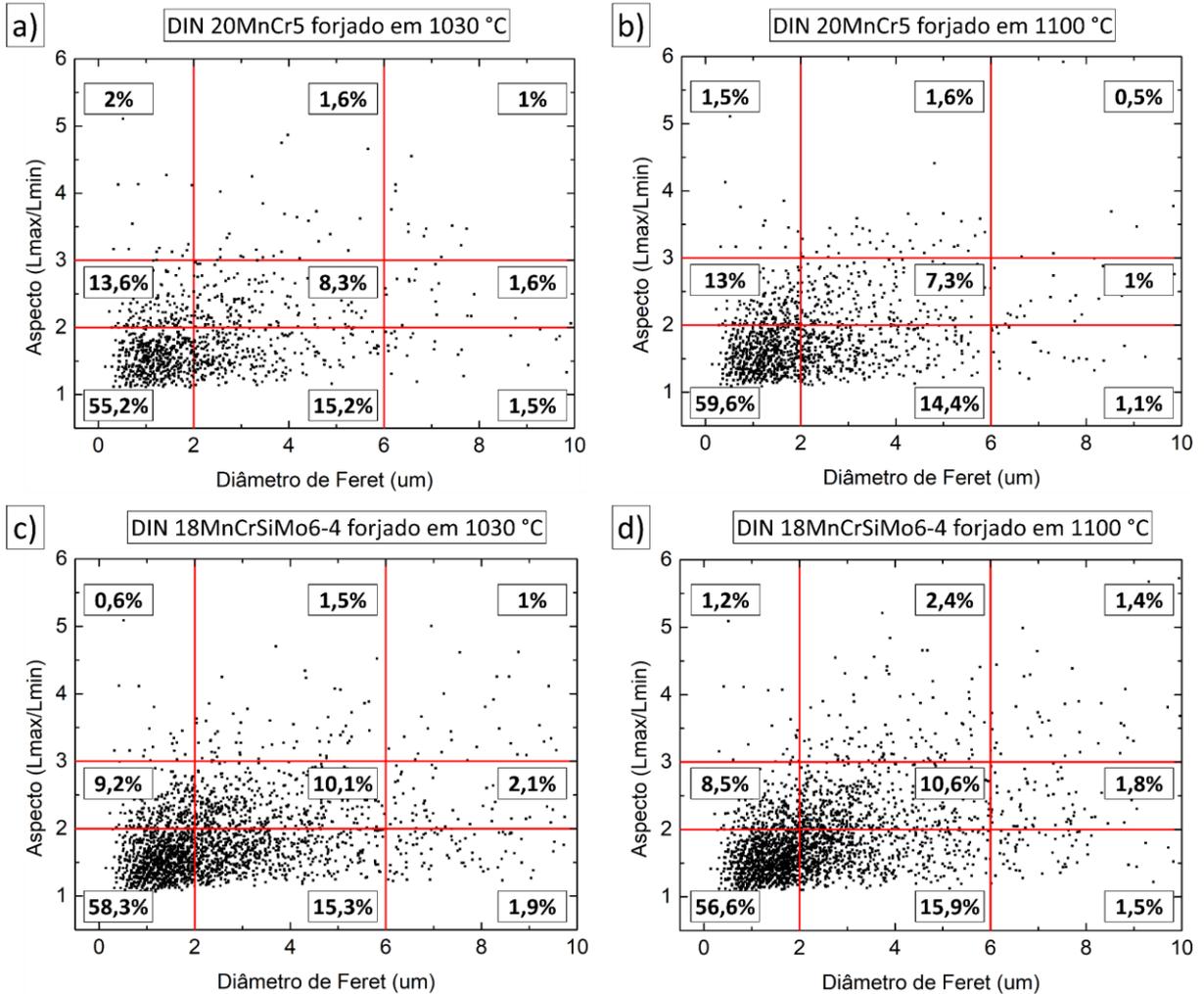
Fonte: Autor.

As principais diferenças da formação da geometria dos constituintes M/A podem estar vinculadas à formação da ferrita. Segundo Li et al, quando a ferrita cresce na forma de blocos (como por exemplo a FP e a ferrita da BG), a geometria da austenita enriquecida de C é heterogênea na interface ferrita/austenita com o crescimento da ferrita, ou seja, não tende a se formar em uma geometria específica, assumindo aspectos irregulares. Quando o crescimento da ferrita ocorre na forma de ripas alongadas (microestrutura com morfologia de bainita em ripas), os átomos de C que são expulsos da ferrita ficam aprisionados em ilhas alongadas de austenita, paralelas às ripas de ferrita. Logo, o crescimento da ferrita influencia na geometria dos constituintes M/A (LI, B. *et al.*, 2019). Isto pode justificar as diferenças indicadas na Figura 26, onde o forjamento em alta temperatura do aço bainítico apresentou formação de bainita em ripas (Figura 26-d), a qual pode ter contribuído para a redução da formação de constituintes do Tipo I, e aumento do Tipo III.

A fim de avaliar também o tamanho dos constituintes M/A para cada classificação, buscou-se dividir os constituintes em três grupos: constituintes pequenos ($D_{max} \leq 2$), intermediários ($2 < D_{max} \leq 6$) e grandes ($D_{max} > 6$). Esta divisão foi atribuída como critério

neste trabalho pois não há padronização regulamentada. A Figura 31 mostra os resultados para esta classificação em relação ao seu aspecto e tamanho.

Figura 31 - Classificação dos constituintes M/A de acordo com o aspecto e o diâmetro de Feret. Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a) e 1100°C (b). Aço bainítico forjado em 1030 °C (c) e 1100 °C (d).



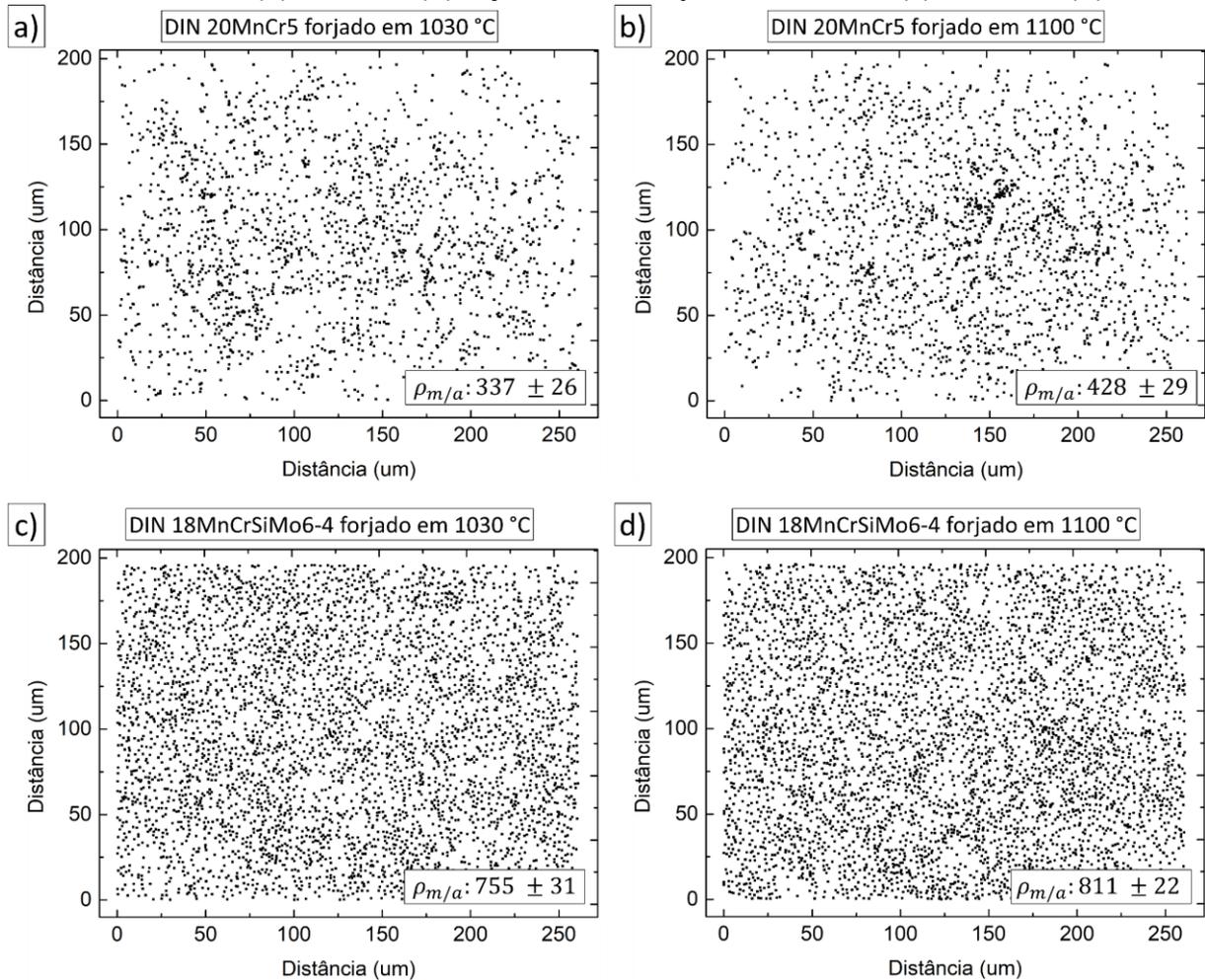
Fonte: Autor.

O aço DIN 20MnCr5 forjado em alta temperatura apresentou fração de 74,1% de constituintes com até 2 μm , enquanto que o forjado em baixa temperatura apresentou 70,8%. Já o aço bainítico apresentou comportamento inverso, mas com frações muito similares, sendo 68,1% dos constituintes quando forjado em baixa temperatura e 66,8% quando forjado em alta temperatura.

Ambos os materiais apresentaram uma maior fração de constituintes com diâmetro maior que 6 μm quando forjados em baixa temperatura do que quando em alta temperatura.

Além disso, constituintes do Tipo I e com diâmetro maior que 6 μm , que representam blocos grandes, também aparecem mais frequentemente quando forjado em baixa temperatura. Isto está de acordo com as análises via microscopia óptica, onde se observou alguns constituintes grosseiros dispersos na microestrutura e próximos à ferrita proeutetóide. Mais importante ainda, este comportamento corrobora com a hipótese de que a menor fração de austenita retida medida por difração de raios-X, está vinculada à maior formação de blocos de austenita, que posteriormente se decompõem parcialmente ou totalmente em martensita. A Figura 32 mostra a distribuição dos constituintes M/A de acordo com as fotografias de cada região.

Figura 32 - Distribuição dos constituintes M/A na matriz bainítica. Aço DIN 20MnCr5 forjado em 1030 °C (a) e 1100°C (b). Aço bainítico forjado em 1030 °C (c) e 1100 °C (d).



Fonte: Autor.

Cada ponto indica o centro de área de cada constituinte identificado pelo software de tratamento de imagem. Foi calculada a densidade de constituintes M/A por unidade de área ($\rho_{m/a}$), a fim de estimar quantitativamente a formação destes constituintes. A unidade da

densidade de constituintes é dada em constituintes por 10000 μm^2 (área 100 μm x 100 μm). O aço DIN 20MnCr5 apresentou densidade de constituintes muito inferior ao aço bainítico. Isto já era esperado de acordo com o que foi observado e quantificado por microscopia óptica. Esta diferença está fortemente vinculada à composição química, especialmente à fração de Si (BHADESHIA, 2019; BHADESHIA; EDMONDS, 1983; CHANG, 2004; GOMEZ; PEREZ; BHADESHIA, 2008; KOZESCHNIK; BHADESHIA, 2008).

A distribuição dos constituintes também parece ser mais heterogênea do que no aço bainítico. Nas Figura 32-a e Figura 32-b é possível observar regiões com aglomeração de pontos pretos, e regiões com a ausência destes pontos, indicando a inexistência destes constituintes. Estas regiões ainda podem ser as regiões ocupadas pela ferrita proeutetóide.

Apesar do aço bainítico apresentar mesma fração volumétrica de constituintes M/A entre as condições, a densidade de constituintes foi menor para a condição de forjamento em baixa temperatura. Em outras palavras, o forjamento em baixa temperatura formou menos constituintes em termos unitários, porém com a mesma fração volumétrica.

Os locais de distribuição dos constituintes são diferentes de acordo com o TGA. Segundo Lan et al, para grãos austenítico grandes, os constituintes são formados e distribuídos dentro dos grãos, de forma paralela, entre os feixes de ferrita bainítica. Já para grãos austeníticos pequenos, os constituintes estão distribuídos nos contornos de grão austenítico, mais frequentemente na forma de blocos. As diferentes distribuições e tamanhos dos constituintes M/A indicam que a redistribuição do C é diferente nas transformações com grãos austeníticos grandes e pequenos (LAN, L.; CHANG; FAN, 2018), visto que a difusividade de elementos intersticiais, como o C por exemplo, é maior nos contornos de grão austenítico do que no interior do grão.

Li et al relatam que a formação dos constituintes M/A está diretamente ligada com a taxa de resfriamento. Com o aumento da taxa de resfriamento, a ferrita bainítica tende a se formar de forma alongada, favorecendo a formação de constituintes M/A alongados. Já com a redução das taxas de resfriamento, a ferrita bainítica tende a crescer de forma irregular/equiaxial, favorecendo a formação de constituintes M/A em blocos (LI, B. *et al.*, 2019). Contudo, no presente estudo as taxas de resfriamento durante a transformação foram

muito similares para ambas as condições, e desta forma as pequenas diferenças obtidas não foram influenciadas por este parâmetro.

5.2.3. Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica visou investigar o efeito das mudanças microestruturais provocadas pelo forjamento à quente nas propriedades de dureza, resistência mecânica, ductilidade e tenacidade. Os resultados desta caracterização estão apresentados e discutidos ao longo do item 5.2.3.

5.2.3.1. Dureza

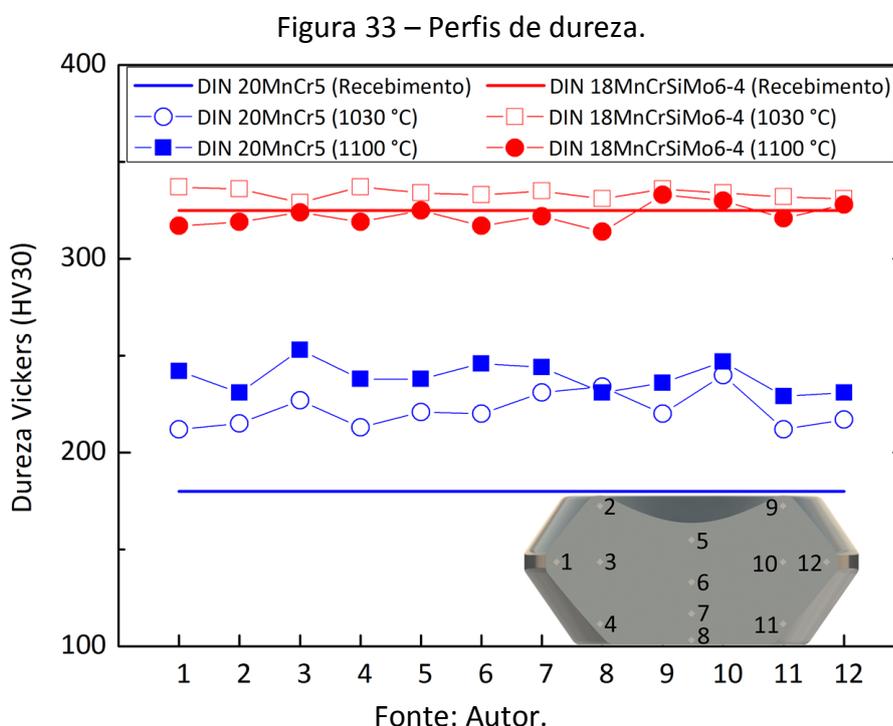
O aço DIN 20MnCr5 teve mudanças significativas de dureza com o processamento termomecânico. Um aumento em torno de 50 HV30, em relação ao material no estado de recebimento, ocorreu devido à formação de uma matriz bainítica com algumas ferritas dispersas ao invés de ferrita proeutetóide e perlita, o que está bem claro nas fotomicrografias, apesar de não ser quantificado. O forjamento em alta temperatura apresentou um ligeiro aumento de dureza (aproximadamente 20 HV30) em relação à baixa temperatura, provavelmente devido à menor formação de ferrita proeutetóide, a qual reduz a dureza do material (WANG, J. . *et al.*, 2004).

A dureza do aço bainítico forjado praticamente não se modificou ao se comparar com a dureza do material em barra, permanecendo em torno de 330 HV30. A dureza da bainita não é sensível ao TGA prévio à transformação, bem como à temperatura de austenitização, e por este motivo não houveram alterações significativas na dureza das condições de recebimento e forjamento. Apesar do TGA influenciar na espessura dos feixes de ferrita bainítica, não influencia no tamanho das subunidades de ferrita que compõem os feixes, as quais exercem o principal efeito na resistência mecânica e dureza (BHADESHIA, 2019; KAMADA; KOSHIZUKA; FUNAKOSHI, 1976).

Apesar de ser visível a maior formação de ferrita proeutetóide quando forjado em baixa temperatura, a dureza média nesta condição foi ligeiramente superior à dureza quando forjado em alta temperatura, que apresenta menor formação de ferrita proeutetóide. Tal comportamento é contrário ao proposto para o aumento de dureza no aço DIN 20MnCr5 forjado em alta temperatura. A hipótese principal é que pode ter ocorrido uma compensação

entre formação de ferrita e constituintes de segunda fase, além das condições de refino das subunidades que compõem os feixes de ferrita bainítica. Entretanto, não é possível medir o tamanho das subunidades por análises via microscopia eletrônica de varredura, necessitando de análises via Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET), que não foram realizadas neste trabalho.

Conforme discutido no Item 3.3., o resfriamento foi homogêneo ao longo da geometria do forjado, contribuindo para que a dureza também fosse homogênea. A Figura 33 mostra o comparativo de dureza entre as condições de recebimento e forjamento.



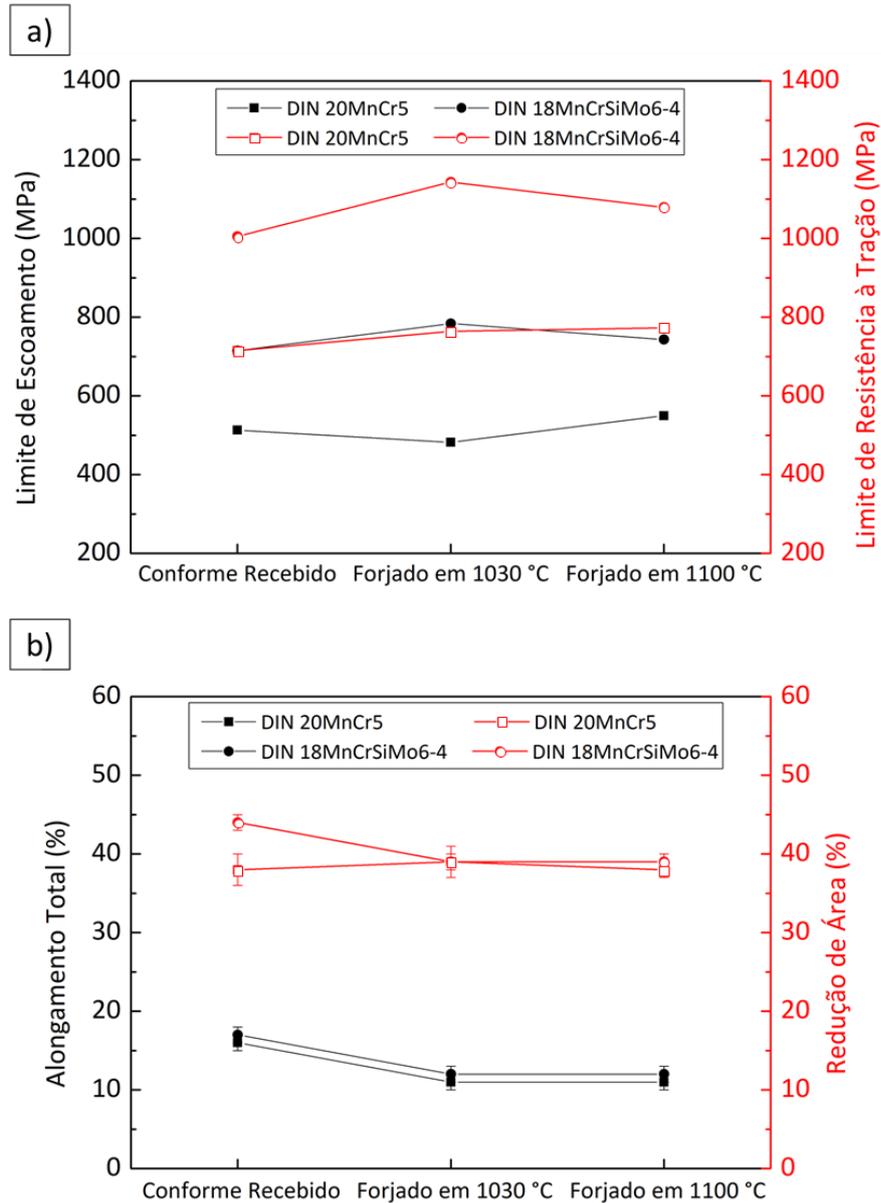
5.2.3.2. Resistência mecânica, alongamento e redução de área

O processamento termomecânico dos materiais modificou algumas propriedades finais dos forjados, porém o aço bainítico sempre apresentou melhores propriedades do que o aço DIN 20MnCr5. A Figura 34 mostra o comparativo de propriedades provenientes do ensaio de tração entre as condições.

O forjamento em ambas as temperaturas proporcionou um pequeno aumento de limite de escoamento no aço bainítico, cerca de 4% (30 MPa) para o forjamento em alta temperatura e 10% (70 MPa) para o forjamento em baixa temperatura, em relação ao material

na condição de recebimento. O aumento do limite de resistência à tração foi bastante considerável em valores absolutos, porém correspondem à um aumento de 7% (75 MPa) e 13% (140 MPa), para o forjamento em alta e baixa temperatura, respectivamente.

Figura 34 - Propriedades obtidas pelo ensaio de tração. Resistência mecânica (a), alongamento total e redução de área (b).



Fonte: Autor.

Apesar de se ter visualizado mais formação de ferrita proeutetóide e menos formação de bainita em ripas quando forjado em baixa temperatura, esta microestrutura apresentou a maior resistência mecânica entre as condições. A maior contribuição para o limite de escoamento em microestruturas bainíticas é através dos contornos de subunidades e

estruturas descontínuas (SHAH; DAS; CHOWDHURY, 2019; YAKUBTSOV; PORUKS; BOYD, 2008). Vários estudos têm avaliado o efeito na resistência mecânica através do refino das subunidades que compõem os feixes da bainita (CABALLERO *et al.*, 2009; DAS, S. *et al.*, 2017; DAS, Sourav; HALDAR, 2014). Zhu *et al.*, investigaram o efeito do tamanho das subunidades no limite de escoamento de uma microestrutura bainítica de aços ultra baixo carbono ($C < 0,1\%$ em peso), mostrando o aumento do limite de escoamento com a redução do tamanho das subunidades, devido à maior quantidade de contornos (ZHU *et al.*, 2010).

He *et al.*, investigaram o efeito da densidade de discordâncias e da espessura das subunidades no limite de escoamento de uma microestrutura inteiramente bainítica em dois aços com 0,004% e 0,25% de C em peso, e encontraram que a densidade de discordâncias varia linearmente com a raiz quadrada inversa da espessura da subunidade ferrítica. Assim, com o refino das subunidades, há um aumento da densidade de discordâncias, a qual contribui mais da metade do valor total de limite de escoamento, sendo a característica mais importante para o aumento de resistência mecânica, e superando inclusive o efeito dos contornos das subunidades (HE *et al.*, 2017).

Contudo, a densidade de discordâncias não mudou significativamente entre as condições de recebimento e forjamento para o aço bainítico, o que justifica o limite de escoamento similar. Yakubtsov *et al.*, observaram em um aço ultra baixo carbono microligado (0,04% C em peso), com microestrutura composta por bainita clássica, ferrita acicular e constituintes M/A, que quando a densidade de discordâncias e a fração volumétrica de constituintes M/A não muda significativamente entre as condições, o limite de escoamento permanece similar (YAKUBTSOV; PORUKS; BOYD, 2008). A pequena variação do limite de escoamento nas amostras do presente trabalho pode estar então associada à combinação de outros fatores que também contribuem para seu aumento ou redução, como TGA, constituintes secundários e formação de ferrita proeutetóide.

Segundo Bhadeshia, apesar do TGA afetar a resistência mecânica da martensita pelo efeito dos contornos de grão, este comportamento não é significativo em microestruturas bainíticas quando comparado ao efeito dos defeitos estruturais da bainita (BHADESHIA, 2019). E de fato o TGA não teve influência expressiva para a resistência mecânica. Para uma redução do TGA de 57 μm para 15 μm (aproximadamente quatro vezes menor), a resistência mecânica

(LE e RT), aumentou apenas 5%. Apesar disso, a sua redução pode ter contribuído positivamente para o pequeno aumento do limite de escoamento. Já o aumento da fração de ferrita proeutetóide pode afetar negativamente (TENAGLIA; BOERI; BASSO, 2020), enquanto que a contribuição dos constituintes M/A para a resistência ainda não está bem esclarecida, e pode variar dependendo de outras características além da fração volumétrica, como tamanho, aspecto e distribuição dos constituintes (HUDA *et al.*, 2019).

O limite de resistência à tração das amostras forjadas apresentou um aumento mais expressivo em termos de valores absolutos. Lan et al, investigaram o efeito da fração dos constituintes M/A e da morfologia da bainita na resistência mecânica. Os resultados mostraram que o limite de resistência à tração tem aumento significativo com o aumento da fração de constituintes M/A, entretanto, o limite de escoamento é pouco influenciado (LAN, H. F.; DU; MISRA, 2014). Porém, no presente trabalho, não foram identificadas diferenças expressivas na fração e geometria dos constituintes M/A, o que faz acreditar que o aumento do limite de resistência à tração está vinculado à decomposição da austenita enriquecida de C em martensita durante o resfriamento (conforme abordado na Figura 28 do Item 5.2.2.2) e ensaio de tração através do efeito TRIP (*Transformation induced plasticity*). O aumento da fração de martensita poderia então ser a explicação do aumento do limite de resistência à tração (CABALLERO *et al.*, 2013).

O aço DIN 20MnCr5, que apresentou diferenças significativas de densidade de discordâncias entre as condições de recebimento e forjamento, também apresentou pouca diferença de resistência mecânica. O aumento do limite de resistência à tração com o forjamento (cerca de 50 a 60 MPa), pode estar vinculado à menor formação de ferrita proeutetóide (TENAGLIA; BOERI; BASSO, 2020) e a formação de constituintes M/A, conforme explorado no Item 5.2.2.2. Além disso, o forjamento em alta temperatura, que proporcionou menos formação de ferrita proeutetóide e maior TGA, apresentou a maior resistência mecânica entre as condições deste material, mostrando mais uma vez que o TGA não é o principal fator para a resistência mecânica em microestruturas bainíticas.

O comportamento dos materiais em relação ao alongamento total (A5) e a redução de área (RA), foi bastante similar. Houve uma redução do alongamento nas condições de forjamento para ambos os materiais, sendo que o aço bainítico sempre apresentou um valor

ligeiramente maior. Apesar da considerável diferença de fração de austenita retida, a qual influencia no alongamento (CABALLERO *et al.*, 2013), isto não apresentou variações de alongamento nas condições de forjamento em baixa e alta temperatura no aço bainítico, bem como entre os materiais. Isto é porque o melhor alongamento não depende somente da fração de austenita retida, mas também da sua composição de C e localização, sendo que a forma de filmes super finos entre as subunidades de ferrita apresenta melhor alongamento ao invés de blocos entre os feixes bainíticos (BHADESHIA, 2019; SANDVIK; NEVALAINEN, 1981). Porém, a visualização destes filmes é dificultada em análises via microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, necessitando de análises via microscopia eletrônica de transmissão.

A redução de área transversal apresentou um comportamento similar entre os materiais após o forjamento, entretanto, para a condição de recebimento o aço bainítico apresentou uma maior redução de área. Isto está de acordo com Caballero *et al.*, que investigou uma microestrutura bainítica livre de carbonetos e verificou que com um pequeno aumento da fração de constituintes M/A, ocorre uma diminuição da redução de área, mostrando que esta propriedade é bastante sensível às fases secundárias. De forma geral, os resultados dos ensaios de tração corroboram com os resultados de dureza e as respectivas microestruturas.

5.2.3.3. Tenacidade

Ambos os aços apresentaram diferenças de tenacidade para as condições de forjamento em alta e baixa temperatura. Quando forjado em alta temperatura, o aço DIN 20MnCr5 apresentou 14 J de energia absorvida, 22% (4 J) menor do que a tenacidade de quando forjado em baixa temperatura (18 J). De forma similar o aço bainítico apresentou o mesmo comportamento do aço DIN 20MnCr5, porém com valores de tenacidade mais elevados. O forjamento em baixa temperatura apresentou 27 J de energia absorvida, enquanto que o forjamento em alta temperatura apresentou energia absorvida de 17 J, correspondente à uma redução de 37%.

De forma geral a tenacidade se mostrou melhor quando forjado em baixa temperatura em ambos os aços, a qual proporciona uma microestrutura mais refinada devido ao TGA

menor. Contudo há diversas hipóteses que precisam ser melhor abordadas para concluir sobre o comportamento da tenacidade, como o refino das subunidades de ferrita e pacotes de bainita, estabilidade mecânica da austenita retida e características morfológicas dos constituintes M/A.

Sabe-se que o refinamento do TGA provoca uma redução do tamanho dos pacotes de bainita, visto que os pacotes não podem ser maiores que o TGA (RANCEL *et al.*, 2011). Alguns estudos têm relatado que o aumento do tamanho dos pacotes de bainita reduzem a resistência à propagação de trincas (CABALLERO *et al.*, 2012). Lan et al, avaliaram o efeito do TGA na transformação bainítica durante a austêmpera, e nas respectivas propriedades mecânicas em um aço bainítico de baixo carbono, e concluíram que as combinações de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade são melhores em TGA refinados devido ao refino dos pacotes de bainita (LAN, H. F. *et al.*, 2017).

Outra hipótese é em relação à morfologia dos constituintes de segunda fase. Alguns estudos abordam a melhoria da tenacidade através da redução do tamanho dos constituintes M/A (RODRÍGUEZ-GALEANO *et al.*, 2016; WANG, Z. *et al.*, 2020). Segundo Lan et al, o aumento do tamanho dos constituintes M/A é prejudicial para a tenacidade, pois facilitam a nucleação e propagação de trincas, enquanto que constituintes pequenos (especialmente menores que 1 μm) inibem efetivamente a propagação de trinca (LAN, H. F.; DU; MISRA, 2014). Fujita et al, avaliaram numericamente as tensões microestruturais num aço bainítico com 3% de constituintes M/A e concluíram que a concentração de tensão encontra-se ao redor de constituintes com tamanho superior à 5 μm , e que constituintes M/A refinados e dispersos na matriz bainítica podem contribuir para a capacidade de deformação (FUJITA *et al.*, 2018). Entretanto, segundo Liang et al, o efeito dos constituintes M/A na tenacidade depende de outros fatores além do tamanho, como morfologia e distribuição (LIANG *et al.*, 2021).

Blocos de constituintes M/A são mais prejudiciais à tenacidade do que constituintes M/A alongados (CHEN, Q.-Y. *et al.*, 2020). Quando os constituintes são blocos grandes, uma alta concentração de tensão pode ocorrer na interface constituinte/matriz ferrítica devido às diferenças de deformação destas fases quando sujeitas à tensionamentos (WANG, Z. *et al.*, 2020). Além disso, a redução da tenacidade pode ocorrer através da formação de “colares” e

constituintes M/A alongados nos contornos de grão austenítico (LI, B. *et al.*, 2019; WANG, X. *et al.*, 2019).

Além destes fatores apresentados até então, em microestruturas bainíticas livres de carbonetos, a estabilidade mecânica da austenita desempenha importante função nas propriedades mecânicas, e depende principalmente do teor de C na austenita remanescente (KUMAR *et al.*, 2019). Se a austenita não for mecanicamente estável, ocorrerá a decomposição em martensita não revenida. A formação de martensita não revenida nas regiões de austenita enriquecida de C durante o resfriamento ou deformação, age como fonte de geração de trincas (ZHAO, Z. Z. *et al.*, 2014).

6. Conclusões

O efeito do forjamento a quente sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço bainítico DIN 18MnCrSiMo6-4 foi investigado sob condições de processamento industrial, e comparado com o aço convencional DIN 20MnCr5, processado sob as mesmas condições. Embasadas com os resultados e discussões realizadas no presente trabalho, obteve-se as seguintes conclusões:

- As temperaturas de austenitização propiciaram diferentes TGA recristalizado. O aço bainítico apresentou grãos austeníticos mais refinados do que o aço DIN 20MnCr5, indicando que o crescimento de grão no aço bainítico nas temperaturas estudadas é mais lento, uma vez que o TGA do aço bainítico na condição de fornecimento era maior que o TGA do aço DIN 20MnCr5 nesta condição, e posteriormente ao forjamento, o TGA recristalizado do aço bainítico foi menor do que o TGA recristalizado do aço DIN 20MnCr5.
- O TGA recristalizado mostrou grande influência no comportamento metalúrgico dos aços, especialmente na formação de ferrita proeutetóide, perlita e austenita retida, sendo um dos principais parâmetros para se otimizar a microestrutura e propriedades mecânicas. O TGA influencia na morfologia e formação da bainita, bem como na formação de ferrita proeutetóide, que por sua vez influencia na formação de constituintes M/A. A formação de ferrita proeutetóide ocasiona alguns blocos grosseiros ao seu entorno devido à maior partição de C na interface ferrita/austenita.
- O resfriamento ao ar formou microestrutura predominantemente bainita granular e ferrita proeutetóide no aço bainítico, e bainita superior e ferrita proeutetóide no aço DIN 20MnCr5, com algumas diferenças de morfologia e proporção de fases para cada condição de processamento. Para a condição de forjamento em baixa temperatura, o aço DIN 20MnCr5 formou perlita dispersas na microestrutura, as quais aparentemente não tiveram grande influência nas propriedades mecânicas.
- O aço bainítico forjado em baixa temperatura apresentou menor fração de austenita retida quando comparado às demais condições, apesar de não apresentar redução na fração de constituintes M/A. Isto é um indicativo de que houve maior decomposição de austenita enriquecida de C em martensita para esta condição, o que pode estar

vinculada à instabilidade desta austenita devido à formação de blocos, proporcionada pela formação de ferrita proeutetóide.

- A resistência mecânica do aço bainítico apresentou melhoria com o forjamento em baixa e alta temperatura, sendo que em baixa temperatura a resistência foi ligeiramente a mais elevada. Esta melhoria pode estar vinculada a maior decomposição da austenita em martensita nos constituintes M/A, e refinamento microestrutural por meio da redução do TGA. A resistência mecânica do aço DIN 20MnCr5 manteve-se similar entre as condições, com um comportamento aleatório de limite de escoamento e limite de resistência à tração.
- A dureza não apresentou sensibilidade com o TGA e manteve-se homogênea ao longo da seção das amostras forjadas. O aço DIN 20MnCr5 apresentou aumento de dureza em relação à condição de recebimento, devido a formação de bainita e constituintes M/A, bem como redução da fração de ferrita proeutetóide. Já o aço bainítico manteve a dureza sem diferenças significativas.
- O forjamento em baixa temperatura apresenta melhor tenacidade do que quando forjado em alta temperatura em ambos os aços. O aço bainítico apresentou melhor tenacidade do que o aço DIN 20MnCr5 em ambas as condições de forjamento. Esta maior tenacidade pode estar relacionada ao TGA recristalizado menor no aço bainítico, o qual favorece o refinamento da microestrutura, bem como a inexistência de cementita.
- O aço bainítico mostrou um ganho de propriedades em relação ao aço DIN 20MnCr5 quando submetido ao processo de forjamento a quente industrial, atingindo inclusive propriedades requisitadas em diversas aplicações com aços T&R. Ainda é necessário avaliar outros requisitos como o comportamento em fadiga e usinabilidade, mas o aço bainítico apresenta indicativos de ser uma boa opção para a substituição de aços cementados, temperados e revenidos para uma rota de processamento energeticamente eficiente.

Sugestões para trabalhos futuros

- Investigar por análises via microscopia eletrônica de transmissão (MET) e electron backscatter diffraction (EBSD) o efeito da temperatura de austenitização e forjamento no refino das subunidades que compõem os feixes bainíticos, bem como o refino dos pacotes de bainita com a redução do TGA recristalizado.
- Investigar o efeito do TGA nas curvas CCT, especialmente na temperatura B_s , a qual pode influenciar no tamanho das subunidades de ferrita que compõem os feixes bainíticos, e conseqüentemente nas propriedades mecânicas;
- Investigar o efeito do resfriamento forçado (como ar soprado por exemplo) nas propriedades mecânicas e metalúrgicas, especialmente na fração, distribuição e tamanho dos constituintes M/A.
- Aprimorar a técnica de ataque colorido com reagente LePera para facilitar a distinção em melhor contraste entre os constituintes M/A e a matriz.
- Investigar a vida em fadiga e a propagação de trinca do material após o forjamento;
- Aplicar tratamentos térmicos e termoquímicos, como revenimento e nitretação, para avaliar a melhoria das propriedades mecânicas e superficiais do forjado.
- Investigar a usinabilidade do aço bainítico após o forjamento.

Referências Bibliográficas

ABM. **Brasil é o nono maior produtor de aço do mundo, aponta levantamento.** [S. l.], 2020. Available at: <https://www.abmbrasil.com.br/por/noticia/brasil-e-o-nono-maior-produtor-de-aço-do-mundo-aponta-levantamento>. Acesso em: 7 jul. 2021.

AGLAN, H.; FATEH, M. Fracture and fatigue crack growth analysis of rail steels. **Journal of Mechanics of Materials and Structures**, [s. l.], v. 2, n. 2, p. 335–346, 2007. Available at: <https://doi.org/10.2140/jomms.2007.2.335>. Acesso em: 26 fev. 2021.

ALTAN, T.; NGAILE, G.; SHEN, G. **Cold and Hot Forging.** [S. l.]: ASM International, 2005. Available at: <https://doi.org/10.31399/asm.tb.chffa.9781627083003>

ASTM. **E112-10 - Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**[S. l.: s. n.], 2010. p. 1–26.

ASTM. **E23 - 07a - Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**[S. l.: s. n.], 2007. p. 1–28.

ASTM. **E3-95 - Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens**[S. l.: s. n.], 1995. p. 1–8.

ASTM. **E8/E8M-10 - Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**[S. l.: s. n.], 2013. p. 1–28.

ASTM. **E98-17 -Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**[S. l.: s. n.], 2017. p. 1–27.

BABU, S. S. *et al.* In-situ observations of lattice parameter fluctuations in austenite and transformation to bainite. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 36A, n. 12, p. 3281–3289, 2005. Available at: <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0002-x>

BALART, M. .; DAVIS, C. .; STRANGWOOD, M. Fracture behaviour in medium-carbon Ti–V–N and V–N microalloyed ferritic-pearlitic and bainitic forging steels with enhanced machinability. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 328, n. 1–2, p. 48–57, 2002. Available at: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01679-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01679-3). Acesso em: 5 maio 2020.

BASANTIA, S. K. *et al.* Plastic Behavior of Ferrite–Pearlite, Ferrite–Bainite and Ferrite–

Martensite Steels: Experiments and Micromechanical Modelling. **Metals and Materials International**, [s. l.], v. 27, n. 5, p. 1025–1043, 2021. Available at: <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00519-5>

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels Theory and Practice**. 3^aed. [S. l.: s. n.], 2019.

BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V. Bainite in silicon steels: new composition–property approach Part 1. **Metal Science**, [s. l.], v. 17, n. 9, p. 420–425, 1983. Available at: <https://doi.org/10.1179/030634583790420646>

BONNEVIE, E. *et al.* Morphological aspects of martensite–austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 385, n. 1–2, p. 352–358, 2004. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.06.033>. Acesso em: 4 jul. 2020.

BUCHMAYR, B. Critical Assessment 22: bainitic forging steels. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 32, n. 6, p. 517–522, 2016. Available at: <https://doi.org/10.1080/02670836.2015.1114272>. Acesso em: 12 maio 2020.

CABALLERO, F. G. *et al.* Design of cold rolled and continuous annealed carbide-free bainitic steels for automotive application. **Materials & Design**, [s. l.], v. 49, p. 667–680, 2013. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.02.046>. Acesso em: 6 abr. 2021.

CABALLERO, F. G. *et al.* Design of novel high strength bainitic steels: Part 1. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 17, n. 5, p. 512–516, 2001. Available at: <https://doi.org/10.1179/026708301101510348>

CABALLERO, F. G. *et al.* Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 28, n. 1, p. 95–102, 2012. Available at: <https://doi.org/10.1179/1743284710Y.0000000047>

CABALLERO, F. G. *et al.* Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels. **Materials & Design**, [s. l.], v. 30, n. 6, p. 2077–2083, 2009. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.08.042>. Acesso em: 3 mar. 2021.

CAPDEVILA, C.; CABALLERO, F. G.; DE ANDRÉS, C. G. Austenite Grain Size Effects on Isothermal

Allotriomorphic Ferrite Formation in 0.37C-1.45Mn-0.11V Microalloyed Steel. **MATERIALS TRANSACTIONS**, [s. l.], v. 44, n. 6, p. 1087–1095, 2003. Available at: <https://doi.org/10.2320/matertrans.44.1087>. Acesso em: 20 jul. 2020.

CELADA-CASERO, C.; SIETSMA, J.; SANTOFIMIA, M. J. The role of the austenite grain size in the martensitic transformation in low carbon steels. **Materials & Design**, [s. l.], v. 167, p. 107625, 2019. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107625>. Acesso em: 20 jul. 2020.

CHANG, L. . Microstructures and reaction kinetics of bainite transformation in Si-rich steels. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 368, n. 1–2, p. 175–182, 2004. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.297>

CHEN, J. *et al.* Influence of molybdenum content on transformation behavior of high performance bridge steel during continuous cooling. **Materials & Design**, [s. l.], v. 49, p. 465–470, 2013. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.01.017>

CHEN, Q.-Y. *et al.* Effect of Si content on microstructure and cryogenic toughness of heat affected zone of low nickel steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 771, p. 138621, 2020. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138621>. Acesso em: 30 jul. 2020.

CHOI, J. S.; YOON, D. Y. The Temperature Dependence of Abnormal Grain Growth and Grain Boundary Faceting in 316L Stainless Steel. **ISIJ International**, [s. l.], v. 41, n. 5, p. 478–483, 2001. Available at: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.478>. Acesso em: 18 fev. 2021.

CITTI, P.; GIORGETTI, A.; MILLEFANTI, U. Current challenges in material choice for high-performance engine crankshaft. **Procedia Structural Integrity**, [s. l.], v. 8, p. 486–500, 2018a. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.12.048>. Acesso em: 12 maio 2020.

CITTI, P.; GIORGETTI, A.; MILLEFANTI, U. Mechanical characterization of a new low carbon bainitic steel for high performance crankshaft. **Procedia Structural Integrity**, [s. l.], v. 12, p. 438–447, 2018b. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.11.074>

DALCIN, R. L. *et al.* Surface processing to improve the fatigue strength of bainitic steels - An overview. **International Journal of Engineering & Technology**, [s. l.], v. 8, n. 3, p. 324–332, 2019. Available at: <http://hdl.handle.net/10183/214146>

DAS, S. *et al.* Hot-rolled and continuously cooled bainitic steel with good strength–elongation combination. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 33, n. 8, p. 1026–1037, 2017. Available at: <https://doi.org/10.1080/02670836.2016.1268663>

DAS, Sourav; HALDAR, A. Continuously Cooled Ultrafine Bainitic Steel with Excellent Strength–Elongation Combination. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 45, n. 4, p. 1844–1854, 2014. Available at: <https://doi.org/10.1007/s11661-013-2173-1>

DINNEBIER, R. E.; LEINWEBER, A.; EVANS, J. S. O. **Rietveld Refinement - Practical Powder Diffraction Pattern Analysis using TOPAS**. [S. l.]: De Gruyter, 2018. *E-book*.

DYSON DJ; HOLMES B. EFFECT OF ALLOYING ADDITIONS ON THE LATTICE PARAMETER OF AUSTENITE. **J Iron Steel Inst (London)**, [s. l.], v. 208, n. pt 5, 1970. Available at: <https://doi.org/0956-716X/94>

EGGBAUER, G.; BUCHMAYR, B. High-Strength Bainitic Steels for Forged Products. **BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte**, [s. l.], v. 160, n. 5, p. 209–213, 2015. Available at: <https://doi.org/10.1007/s00501-015-0351-8>

EGGBAUER, G.; BUCHMAYR, B. Optimized Cooling Strategies for Bainitic Forging Steels. **Key Engineering Materials**, [s. l.], v. 716, p. 472–480, 2016. Available at: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.716.472>

EPE - EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA. **Projeção da demanda de energia elétrica**. [S. l.], 2017. Available at: [https://www.epe.gov.br/sites-pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/PublicacoesArquivos/publicacao-245/topico-261/DEA_001_2017_Projeções da Demanda de Energia Elétrica 2017-2026_VF%5B1%5D.pdf](https://www.epe.gov.br/sites-pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/PublicacoesArquivos/publicacao-245/topico-261/DEA_001_2017_Projeções_da_Demanda_de_Energia_Elétrica_2017-2026_VF%5B1%5D.pdf). Acesso em: 7 jul. 2021.

EPE - EMPRESA DE PESQUISA ENERGÉTICA. **Resenha Mensal do Mercado de Energia Elétrica - Janeiro 2020**. [S. l.: s. n.], 2020. Available at: [https://www.epe.gov.br/sites-pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/PublicacoesArquivos/publicacao-153/topico-510/Resenha Mensal - Janeiro 2020_v4.pdf](https://www.epe.gov.br/sites-pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/PublicacoesArquivos/publicacao-153/topico-510/Resenha_Mensal_-_Janeiro_2020_v4.pdf).

FERRY, M.; THOMPSON, M.; MANOHAR, P. A. Decomposition of Coarse Grained Austenite During Accelerated Cooling of C-Mn Steels. **ISIJ International**, [s. l.], v. 42, n. 1, p. 86–93, 2002.

Available at: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.86>. Acesso em: 20 jul. 2020.

FUJITA, N. *et al.* Experimental–numerical study on strain and stress partitioning in bainitic steels with martensite–austenite constituents. **International Journal of Plasticity**, [s. l.], v. 104, p. 39–53, 2018. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2018.01.012>. Acesso em: 30 abr. 2021.

GOMEZ, G.; PEREZ, T.; BHADSHIA, H. K. P. H. Strong bainitic steels by continuous cooling transformation. *In:* , 2008, Buenos Aires. **New Developments on Metallurgy and Applications of High Strength Steels**. Buenos Aires: [s. n.], 2008. p. 571–582.

GOMEZ, G.; PÉREZ, T.; BHADSHIA, H. K. D. H. Air cooled bainitic steels for strong, seamless pipes Part 1 – alloy design, kinetics and microstructure. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 25, n. 12, p. 1501–1507, 2009a. Available at: <https://doi.org/10.1179/174328408X388130>

GOMEZ, G.; PÉREZ, T.; BHADSHIA, H. K. D. H. Air cooled bainitic steels for strong, seamless pipes Part 2 – properties and microstructure of rolled material. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 25, n. 12, p. 1508–1512, 2009b. Available at: <https://doi.org/10.1179/174328408X388149>

GUO, Y.; BRITTON, T. B.; WILKINSON, A. J. Slip band–grain boundary interactions in commercial-purity titanium. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 76, p. 1–12, 2014. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.015>

HASAN, S. M. *et al.* Development of continuously cooled low-carbon, low-alloy, high strength carbide-free bainitic rail steels. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 771, n. October 2019, p. 138590, 2020. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138590>

HE, S. H. *et al.* On the correlation among dislocation density, lath thickness and yield stress of bainite. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 135, p. 382–389, 2017. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.050>. Acesso em: 3 mar. 2021.

HELMAN, H.; CETLIN, P. R. **Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais**. 2ªed. [S. l.: s. n.], 2010.

HOFER, C. *et al.* Structural characterization of “carbide-free” bainite in a Fe–0.2C–1.5Si–2.5Mn steel. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 102, p. 85–91, 2015. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.02.020>. Acesso em: 23 nov. 2020.

HU, H. *et al.* Effect of Mo Content on Microstructure and Property of Low-Carbon Bainitic Steels. **Metals**, [s. l.], v. 6, n. 8, p. 173, 2016. Available at: <https://doi.org/10.3390/met6080173>

HU, H. *et al.* The effects of Nb and Mo addition on transformation and properties in low carbon bainitic steels. **Materials & Design**, [s. l.], v. 84, p. 95–99, 2015. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.133>. Acesso em: 27 abr. 2020.

HUANG, K.; LOGÉ, R. E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. **Materials & Design**, [s. l.], v. 111, p. 548–574, 2016. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.012>. Acesso em: 11 fev. 2021.

HUDA, N. *et al.* Effect of martensite-austenite (MA) distribution on mechanical properties of inter-critical Reheated Coarse Grain heat affected zone in X80 linepipe steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 765, p. 138301, 2019. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138301>. Acesso em: 13 abr. 2021.

INSTITUTO AÇO BRASIL. **A Siderurgia em Números 2020**. [S. l.], 2020. Available at: https://acobrasil.org.br/site/wp-content/uploads/2020/04/Mini_anuario_2020_completo.pdf.

KAMADA, A.; KOSHIZUKA, N.; FUNAKOSHI, T. Effect of Austenite Grain Size and C Content on the Substructure and Toughness of Tempered Martensite and Bainite. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, [s. l.], v. 16, n. 8, p. 407–416, 1976. Available at: <https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.16.407>

KEUL, C.; WIRTHS, V.; BLECK, W. New bainitic steels for forgings. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, [s. l.], v. 12, n. 2, p. 119–125, 2012. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.acme.2012.04.012>

KHARE, A. K. Closed-Die Forging in Hammers and Presses. *In*: ASM HANDBOOK VOL. 14 - FORMING AND FORGING. [S. l.: s. n.], 2004. p. 142–165.

KICHKINA, A. A. *et al.* M/A-Constituent in Bainitic Low Carbon High Strength Steel Structure. Part 1. **Metallurgist**, [s. l.], v. 62, n. 7–8, p. 772–782, 2018. Available at: <https://doi.org/10.1007/s11015-018-0719-6>

KONG, J.; XIE, C. Effect of molybdenum on continuous cooling bainite transformation of low-carbon microalloyed steel. **Materials & Design**, [s. l.], v. 27, n. 10, p. 1169–1173, 2006. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2005.02.006>. Acesso em: 27 abr. 2020.

KOO, J. B.; YOON, D. Y. Abnormal grain growth in bulk Cu—The dependence on initial grain size and annealing temperature. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 32A, n. 8, p. 1911–1926, 2001. Available at: <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0004-2>

KOZESCHNIK, E.; BHADESHIA, H. K. D. H. Influence of silicon on cementite precipitation in steels. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 24, n. 3, p. 343–347, 2008. Available at: <https://doi.org/10.1179/174328408X275973>

KUMAR, A. *et al.* Design of high-strength and damage-resistant carbide-free fine bainitic steels for railway crossing applications. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 759, p. 210–223, 2019. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.05.043>. Acesso em: 30 abr. 2021.

LAN, H. F. *et al.* Improvement of strength-toughness combination in austempered low carbon bainitic steel: The key role of refining prior austenite grain size. **Journal of Alloys and Compounds**, [s. l.], v. 710, p. 702–710, 2017. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.03.024>. Acesso em: 20 ago. 2020.

LAN, H. F.; DU, L. X.; MISRA, R. D. K. Effect of microstructural constituents on strength-toughness combination in a low carbon bainitic steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 611, p. 194–200, 2014. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.084>

LAN, L.; CHANG, Z.; FAN, P. Exploring the Difference in Bainite Transformation with Varying the Prior Austenite Grain Size in Low Carbon Steel. **Metals**, [s. l.], v. 8, n. 12, p. 988, 2018. Available at: <https://doi.org/10.3390/met8120988>

LEPERA, F. S. Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels. **Metallography**, [s. l.], v. 12, n. 3, p. 263–268, 1979. Available at:

[https://doi.org/10.1016/0026-0800\(79\)90041-7](https://doi.org/10.1016/0026-0800(79)90041-7)

LI, B. *et al.* Effect of M–A constituents formed in thermo-mechanical controlled process on toughness of 20CrNi2MoV steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, [s. l.], v. 26, p. 1340–1349, 2019. Available at: <https://doi.org/10.1007/s42243-019-00244-8>

LI, Y. *et al.* Effects of deformation on the microstructures and mechanical properties of carbide-free bainitic steel for railway crossing and its hydrogen embrittlement characteristics. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 651, p. 945–950, 2016. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.117>. Acesso em: 26 maio 2020.

LIANG, G. *et al.* Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of a low-carbon low-alloy steel. **Journal of Materials Science**, [s. l.], v. 56, n. 5, p. 3995–4005, 2021. Available at: <https://doi.org/10.1007/s10853-020-05483-9>

LONG, X. *et al.* Study on microstructures and properties of carbide-free and carbide-bearing bainitic steels. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 715, p. 10–16, 2018. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.108>

MATLOCK, D. K.; KRAUSS, G.; SPEER, J. G. Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 117, n. 3, p. 324–328, 2001. Available at: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00792-0](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00792-0). Acesso em: 5 maio 2020.

MIRZADEH, H.; PARSA, M. H.; OHADI, D. Hot deformation behavior of austenitic stainless steel for a wide range of initial grain size. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 569, p. 54–60, 2013. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.01.050>. Acesso em: 11 fev. 2021.

MORALES-RIVAS, L. *et al.* Detailed characterization of complex banding in air-cooled bainitic steels. **Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy**, [s. l.], v. 51, n. 1, p. 25–32, 2015. Available at: <https://doi.org/10.2298/JMMB140331008M>

NAYLOR, D. J. Microalloyed Forging Steels. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 284–286, p. 83–94, 1998. Available at: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.284-286.83>

PERELOMA, E.; EDMONDS, D. V. Volume 1: Fundamentals and diffusion-controlled

transformations. *In*: PHASE TRANSFORMATIONS IN STEELS. [S. l.: s. n.], 2012. v. 1, p. 1–656. *E-book*.

RAEDT, H.-W.; SPECKENHEUER, U.; VOLLRATH, K. New Forged Steels Energy-efficient Solutions for Stronger Parts. **ATZ worldwide eMagazine**, [s. l.], v. 114, n. 3, p. 4–9, 2012. Available at: <https://doi.org/10.1365/s38311-012-0150-8>. Acesso em: 12 maio 2020.

RAMACHANDRAN, D. C. *et al.* Classification of martensite-austenite constituents according to its internal morphology in high-strength low alloy steel. **Materials Letters**, [s. l.], v. 278, p. 128422, 2020. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128422>. Acesso em: 30 jul. 2020.

RANA, R.; SINGH, S. B. **Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications**. [S. l.: s. n.], 2016.

RANCEL, L. *et al.* Measurement of bainite packet size and its influence on cleavage fracture in a medium carbon bainitic steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 530, n. 1, p. 21–27, 2011. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.001>. Acesso em: 16 mar. 2021.

ROBERTS, W.; BODEN, H.; AHLBLOM, B. Dynamic recrystallization kinetics. **Metal Science**, [s. l.], v. 13, n. 3–4, p. 195–205, 1979. Available at: <https://doi.org/10.1179/msc.1979.13.3-4.195>. Acesso em: 11 fev. 2021.

RODRÍGUEZ-GALEANO, K. F. *et al.* Influence of boron content on the fracture toughness and fatigue crack propagation kinetics of bainitic steels. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, [s. l.], v. 86, p. 351–360, 2016. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2016.09.010>

ROLLETT, A.; ROHRER, G. S.; HUMPHREYS, J. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 3^{ed}. [S. l.]: Elsevier, 2017. *E-book*.

SAH, J. P.; RICHARDSON, G. J.; SELLARS, C. M. Grain-Size Effects during Dynamic Recrystallization of Nickel. **Metal Science**, [s. l.], v. 8, n. 1, p. 325–331, 1974. Available at: <https://doi.org/10.1179/msc.1974.8.1.325>. Acesso em: 11 fev. 2021.

SAINIS, S. *et al.* An In-Situ LSCM Study on Bainite Formation in a Fe-0.2C-1.5Mn-2.0Cr Alloy. **Metals**, [s. l.], v. 8, n. 7, p. 498, 2018. Available at: <https://doi.org/10.3390/met8070498>. Acesso em: 17 mar. 2021.

SANDVIK, B. P. J.; NEVALAINEN, H. P. Structure-property relationships in commercial low-alloy bainitic-austenitic steel with high strength, ductility, and toughness. **Metals Technology**, [s. l.], v. 8, n. 1, p. 213–220, 1981. Available at: <https://doi.org/10.1179/030716981803275992>

SANG KO, Y. *et al.* Application of High Strength Microalloyed Steel in a New Automotive Crankshaft. *In:* , 2006. **Anais [...]**. [S. l.: s. n.], 2006. p. 3–8.

SHAH, M.; DAS, S. K.; CHOWDHURY, S. G. Effect of Alloying Elements on Microstructure and Mechanical Properties of Air-Cooled Bainitic Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 50A, n. 5, p. 2092–2102, 2019. Available at: <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05177-1>. Acesso em: 8 abr. 2020.

SHEN, Y. F. *et al.* Improved ductility of a transformation-induced-plasticity steel by nanoscale austenite lamellae. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 583, p. 1–10, 2013. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.062>. Acesso em: 20 maio 2020.

SHIRDEL, M.; MIRZADEH, H.; PARSA, M. H. Abnormal grain growth in AISI 304L stainless steel. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 97, p. 11–17, 2014. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.08.022>. Acesso em: 18 fev. 2021.

SHIRDEL, Mohammad; MIRZADEH, H.; HABIBI PARSA, M. Microstructural Evolution During Normal/Abnormal Grain Growth in Austenitic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 45, n. 11, p. 5185–5193, 2014. Available at: <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2426-7>

SHOROWORDI, K. M.; BEPARI, M. M. A. Effects of Molybdenum Additions on the Structure, Depth, and Austenite Grain Size of the Case of Carburized 0.13% Carbon Steels. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [s. l.], v. 11, n. 6, p. 625–630, 2002. Available at: <https://doi.org/10.1361/105994902770343610>. Acesso em: 21 jul. 2020.

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

<https://doi.org/10.3390/met10050601>

SOURMAIL, T. Bainite and Superbainite in Long Products and Forged Applications. **HTM Journal of Heat Treatment and Materials**, [s. l.], v. 72, n. 6, p. 371–378, 2017. Available at: <https://doi.org/10.3139/105.110342>

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**, [s. l.], v. 582, p. 257–261, 2013. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.040>. Acesso em: 5 maio 2020.

SOURMAIL, Thomas *et al.* Evolution of Microstructure and Mechanical Properties during Tempering of Continuously Cooled Bainitic Steels. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 706–709, p. 2308–2313, 2012. Available at: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.706-709.2308>

SUGIMOTO, K.; HOJO, T.; SRIVASTAVA, A. Low and Medium Carbon Advanced High-Strength Forging Steels for Automotive Applications. **Metals**, [s. l.], v. 9, n. 12, p. 1263, 2019. Available at: <https://doi.org/10.3390/met9121263>

TAKAYAMA, N.; MIYAMOTO, G.; FURUHARA, T. Chemistry and three-dimensional morphology of martensite-austenite constituent in the bainite structure of low-carbon low-alloy steels. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 145, p. 154–164, 2018. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.11.036>

TAMURA, I. *et al.* **Thermomechanical Processing of High-Strength Low-Alloy Steels**. [S. l.]: Elsevier, 1988. Available at: <https://doi.org/10.1016/C2013-0-04163-1>

TANG, S. *et al.* The Role of Microstructural Constituents on Strength–Ductility–Local Formability of a Transformation-Induced-Plasticity-Aided Bainitic Steel. **steel research international**, [s. l.], v. 92, n. 3, p. 2000474, 2020. Available at: <https://doi.org/10.1002/srin.202000474>

TENAGLIA, N. E.; BOERI, R. E.; BASSO, A. D. Mechanical properties of a carbide-free bainitic cast steel with dispersed free ferrite. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 36, n. 1, p. 108–117, 2020. Available at: <https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1684658>. Acesso em:

26 ago. 2020.

TIAN, J. *et al.* The Effects of Cr and Al Addition on Transformation and Properties in Low-Carbon Bainitic Steels. **Metals**, [s. l.], v. 7, n. 2, p. 40, 2017. Available at: <https://doi.org/10.3390/met7020040>

WANG, J. . *et al.* Grain refinement and microstructural evolution of grain boundary allotriomorphic ferrite/granular bainite steel after prior austenite deformation. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 369, n. 1–2, p. 112–118, 2004. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.304>

WANG, M. *et al.* Effects of Mn on microstructures and properties of hot rolled low carbon bainitic steels. **Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.**, [s. l.], v. 32, n. 1, p. 186–189, 2017. Available at: <https://doi.org/10.1007/s11595-017-1578-x>

WANG, X. *et al.* Combined effect of M/A constituent and grain boundary on the impact toughness of CGHAZ and ICCGAZ of E550 grade offshore engineering steel. **Mathematical Biosciences and Engineering**, [s. l.], v. 16, n. 6, p. 7494–7509, 2019. Available at: <https://doi.org/10.3934/mbe.2019376>. Acesso em: 2 set. 2020.

WANG, Z. *et al.* Effect of vanadium on microstructure and mechanical properties of bainitic forging steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 771, p. 138653, 2020. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138653>

WIRTHS, V. *et al.* Bainitic Forging Steels for Cyclic Loading. **Advanced Materials Research**, [s. l.], v. 922, p. 813–818, 2014. Available at: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.922.813>. Acesso em: 6 ago. 2020.

WIRTHS, V. *et al.* Karbidfreie bainitische Schmiedestähle mit verbesserter Betriebsfestigkeit. **Schmiede Journal**, [s. l.], p. 28–32, 2015. Available at: http://www.massivumformung.de/fileadmin/user_upload/PageFlip/201503SchmiedeJournal/Fachbeitrag_1.pdf. Acesso em: 6 ago. 2020.

WU, H. *et al.* Design of air-cooled bainitic microalloyed steel for a heavy truck front axle beam. **Materials & Design**, [s. l.], v. 27, n. 8, p. 651–656, 2006. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2004.12.014>

XU, D. *et al.* A new study on the growth behavior of austenite grains during heating processes. **Scientific Reports**, [s. l.], v. 7, n. 1, p. 1–13, 2017. Available at: <https://doi.org/10.1038/s41598-017-04371-8>

XU, X. *et al.* Ultra-high cycle fatigue behavior of high strength steel with carbide-free bainite/martensite complex microstructure. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, [s. l.], v. 16, n. 3, p. 285–292, 2009. Available at: [https://doi.org/10.1016/S1674-4799\(09\)60051-0](https://doi.org/10.1016/S1674-4799(09)60051-0)

XU, Z. *et al.* Mechanical properties of a microalloyed bainitic steel after hot forging and tempering. **Journal of Iron and Steel Research International**, [s. l.], v. 24, n. 11, p. 1085–1094, 2017. Available at: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(17\)30158-9](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(17)30158-9)

YAKUBTSOV, I. A.; PORUKS, P.; BOYD, J. D. Microstructure and mechanical properties of bainitic low carbon high strength plate steels. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 480, n. 1–2, p. 109–116, 2008. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.06.069>

YOU, W. *et al.* Effect of Chromium on CCT Diagrams of Novel Air-Cooled Bainite Steels Analyzed by Neural Network. **Journal of Iron and Steel Research International**, [s. l.], v. 14, n. 4, p. 39–42, 2007. Available at: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(07\)60055-7](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(07)60055-7)

ZHAO, H.; WYNNE, B. P.; PALMIERE, E. J. Effect of austenite grain size on the bainitic ferrite morphology and grain refinement of a pipeline steel after continuous cooling. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 123, p. 128–136, 2017. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.11.025>. Acesso em: 24 jun. 2020.

ZHAO, Z. Z. *et al.* The influence of the austempering temperature on the transformation behavior and properties of ultra-high-strength TRIP-aided bainitic–ferritic sheet steel. **Materials Science and Engineering: A**, [s. l.], v. 613, p. 8–16, 2014. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.090>. Acesso em: 19 abr. 2021.

ZHOU, M. *et al.* Bainitic Transformation and Properties of Low Carbon Carbide-Free Bainitic Steels with Cr Addition. **Metals**, [s. l.], v. 7, n. 7, p. 263, 2017. Available at: <https://doi.org/10.3390/met7070263>

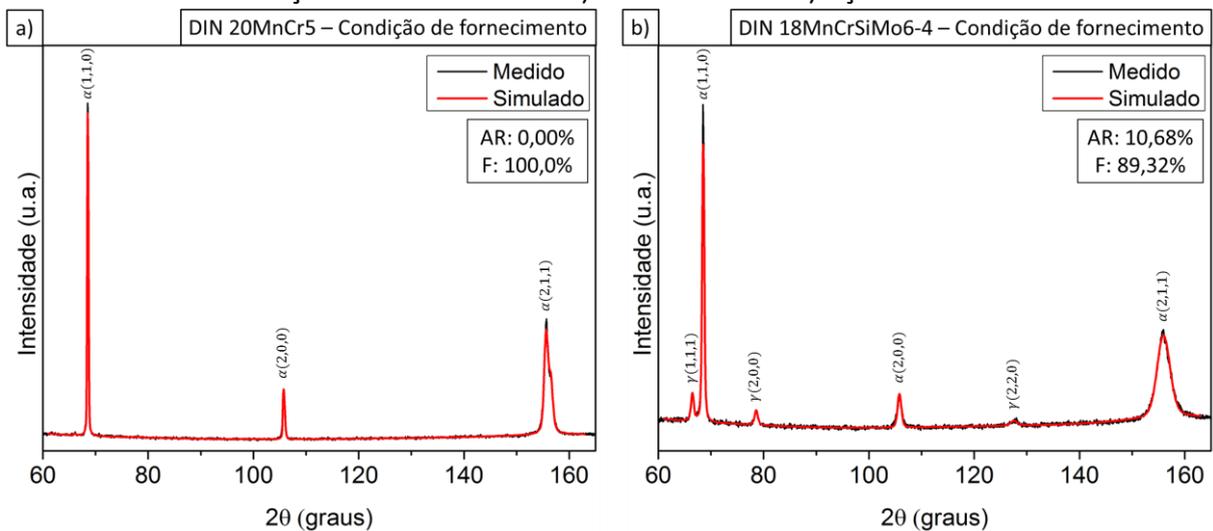
ZHU, K. *et al.* An approach to define the effective lath size controlling yield strength of bainite.

Materials Science and Engineering: A, [s. l.], v. 527, n. 24–25, p. 6614–6619, 2010. Available at: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.06.061>. Acesso em: 2 mar. 2021.

ANEXO – I

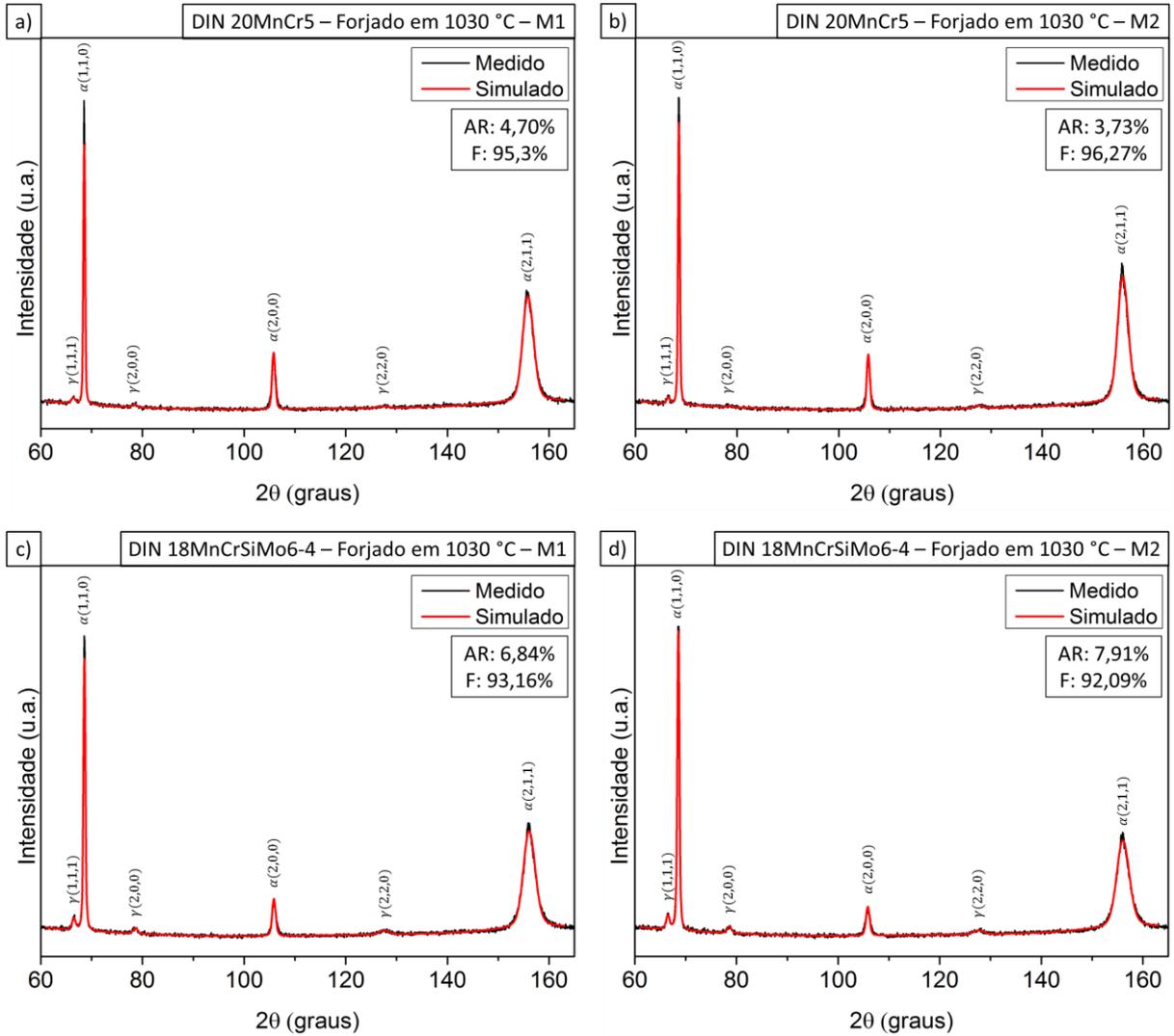
O Anexo – I contém alguns dos difratogramas obtidos pelas medições de difração de raios-X para as condições investigadas neste trabalho. Os difratogramas em preto representam os dados obtidos pela medição no equipamento, enquanto que os difratogramas em vermelho apresentam os dados simulados via software TOPAS a partir dos dados medidos. A Figura 35 apresenta os difratogramas para a condição de fornecimento dos aços, enquanto que as Figuras 36 e 37 apresentam os difratogramas para as condições de forjamento em 1030 °C e 1100 °C, respectivamente.

Figura 35 – Difratogramas obtidos por análise de difração de raios-X dos materiais na condição de recebimento. a) DIN 20MnCr5. b) Aço bainítico.



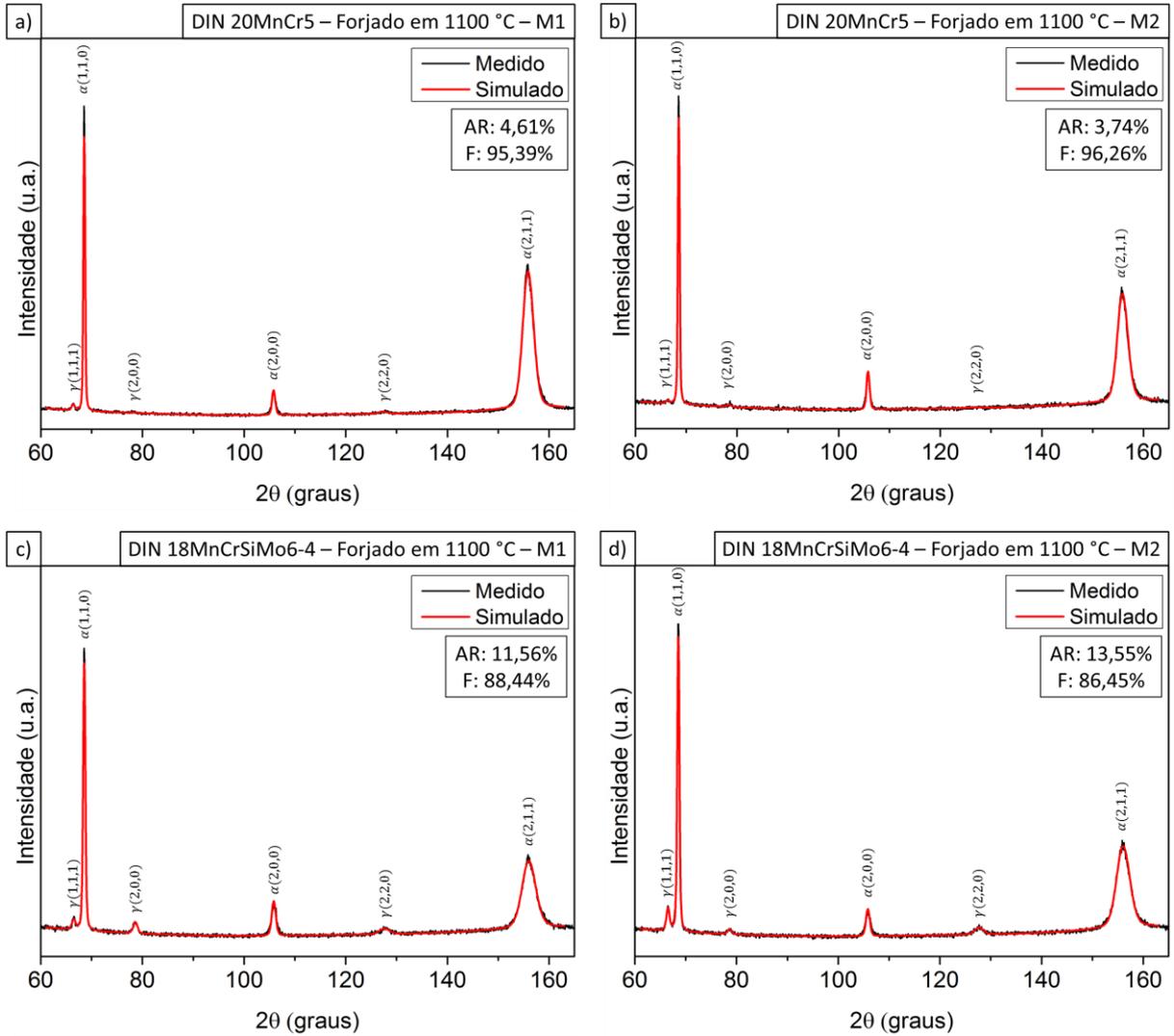
Fonte: Autor.

Figura 36 - Difratogramas obtidos por análise de difração de raios-X dos materiais na condição de forjamento em 1030 °C. (a-b) DIN 20MnCr5. (c-d) Aço bainítico.



Fonte: Autor.

Figura 37 - Difratogramas obtidos por análise de difração de raios-X dos materiais na condição de forjamento em 1100 °C. (a-b) DIN 20MnCr5. (c-d) Aço bainítico.



Fonte: Autor.