

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

Antonio Carlos de Figueiredo Silveira

ESTUDO PARA APLICAÇÃO DO AÇO BAINÍTICO DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO
DIN 18MNCRSIMO6-4 EM FORJAMENTO A QUENTE

PORTO ALEGRE

2019

ANTONIO CARLOS DE FIGUEIREDO SILVEIRA

Estudo para Aplicação do Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4 em 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

2019

CIP - Catalogação na Publicação

Silveira, Antonio Carlos de Figueiredo
ESTUDO PARA APLICAÇÃO DO AÇO BAINÍTICO DE
RESFRIAMENTO CONTÍNUO DIN 18MNCRSIMO6-4 EM FORJAMENTO
A QUENTE / Antonio Carlos de Figueiredo Silveira. --
2019.

104 f.

Orientador: Alexandre da Silva Rocha.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2019.

1. Processamento termomecânico. 2. Aços bainíticos
de resfriamento contínuo. 3. Tamanho de grão
austenítico prévio. 4. Bainita. I. Rocha, Alexandre da
Silva, orient. II. Título.

ANTONIO CARLOS DE FIGUEIREDO SILVEIRA

**ESTUDO PARA APLICAÇÃO DO AÇO BAINÍTICO DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO DIN
18MNCRSIMO6-4 EM 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:

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Cristiano José Scheuer – UFSM – Santa Maria. _____

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

Prof. Dr. Mario Wolfart Junior – IFC – Luzerna. _____

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

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente meus pais pelo suporte em todas etapas de minha vida.

Ao meu orientador Alexandre da Silva Rocha, pela oportunidade de realizar um mestrado acadêmico, pela possibilidade de contribuir para o projeto BRAGECRIM e pelas diversas contribuições no trabalho e ao longo de todo meu mestrado.

A todos meus colegas do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) em especial o grupo de Engenharia de Superfícies (GES).

Ao grupo de Análises Físicas do Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien (IWT) pela oportunidade de estudo a respeito de difrações de raios-X e por todo suporte.

Ao laboratório de Fundição (LAFUN) pela ajuda nas análises de grão austenítico.

A CNPq pela bolsa de mestrado acadêmico, proc.: 167149/2017-2, a CAPES pela bolsa de mestrado sanduíche, proc.: 88887.228192/2018-00.

Ao financiamento do projeto pela CAPES (auxílio n°1844/2017) e ao CNPq (PQ 2018, proc.: 308773/2018-7).

Ao PPGE3M e UFRGS por oferecerem uma pós-graduação de qualidade e gratuita.

RESUMO

A aplicação de processamento termomecânico (PTM) em aços bainíticos de resfriamento contínuo tem o potencial de reduzir custos e melhorar as propriedades mecânicas de componentes forjados, porém, para isto é necessário o entendimento do efeito de cada uma das etapas que compõem um PTM na microestrutura desta classe de aços. No presente trabalho foi realizado um estudo do efeito das etapas de aquecimento e forjamento nas características metalúrgicas do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 submetido a rotas termomecânicas e ensaios de forjabilidade. Para a etapa de aquecimento, o crescimento do grão austenítico foi estudado em diferentes tempos e temperaturas de forjamento. Para a etapa de deformação, foram realizados ensaios de compressão de cunha à quente para o entendimento do efeito da deformação na microestrutura. Além disso, rotas termomecânicas com diferentes temperaturas de forjamento foram aplicadas a ensaios de recalque a quente de *billets* cilíndricos. Estes ensaios tiveram como objetivo compreender o efeito da temperatura de forjamento na microestrutura. A caracterização metalúrgica do aço foi realizada por ensaios de dureza (HRC), microdureza (HV₁ e HV_{0,2}), microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X. Os resultados indicam que temperaturas de 1200 °C na etapa de aquecimento promovem crescimento anormal de grãos. Foi identificado que a deformação plástica modificou a morfologia da microestrutura bainítica, aumentou a dureza, reduziu o teor de carbono da austenita retida. Porém, não afetou a fração desta fase na microestrutura. A temperatura de forjamento afetou sensivelmente o refino do tamanho de grão austenítico prévio (TGAP), e a formação de ferrita poligonal (FP) na microestrutura dos *billets* processados termomecanicamente. No *billet* forjado à 1000 °C, a fração de FP atingiu cerca de 30%, por outro lado, o *billet* forjado a 1200 °C resultou em fração de FP próximas de zero. A formação de FP modificou a formação das outras microestruturas durante o resfriamento. No forjamento a 1000 °C, a formação de ferrita favoreceu a formação de um terceiro microconstituente a qual indica ser martensita e apenas uma pequena parcela de bainita. Ao aumentar a temperatura de forjamento para 1100 °C e 1200 °C, a fração de FP foi reduzida, assim como a formação do terceiro microconstituente e uma maior fração de bainita granular foi obtida, resultando em uma microestrutura mais homogênea.

Palavras-chave: Processamento Termomecânico, Aços bainíticos de resfriamento contínuo, Tamanho de Grão Austenítico Prévio, Bainita.

STUDY FOR APPLICATION OF THE CONTINUOUS COOLING BAINITIC STEEL DIN 18MNCRSIMO6-4 FOR HOT FORGING

ABSTRACT

The application of Thermomechanical Processing (TMP) of continuously cooled bainitic steels has the potential of reducing the manufacturing costs and mechanical properties improvement of forged components. However, it is necessary to understand the effects of each TMP step on the microstructure of the steel grade. In this work, the effect of heating and forging on the metallurgical characteristics of the steel DIN 18MnCrSiMo6-4 thermomechanically processed both studied. For the heating step, the austenitic grain growth at different forging temperatures and holding times is investigated. For the deformation step, hot wedge compression tests are performed to understand the effect of the plastic deformation in the microstructure. Moreover, thermomechanical routes with different forging temperatures are applied to hot upsetting tests of cylindrical billets. These thermomechanical experiments have the objective to comprehend the effect of forging temperature on the microstructure. The steel is metallurgically characterized by hardness testes (HRC), microhardness tests (HV_1 and $HV_{0,2}$), optical microscopy, scanning electron microscopy, and X-ray diffraction. The results indicate that temperatures of 1200 °C at the heating step promotes abnormal grain growth. The plastic deformation modified the bainite morphology, increased the hardness, and reduced the austenite carbon content. However, it does not modify the austenite fraction in the microstructure. The forging temperature significantly affects the prior austenite grain size (PAGS), and the polygonal ferrite (PF) fraction in the thermomechanically processed billets. On the one hand, forging the billet at 1000 °C results in 30% of PF. On the other hand, at 1200 °C, the PF fraction reduces to almost zero. The PF formation modifies the formation of latter microconstituents during the cooling. The PF formation at 1000°C favors the formation of a third microconstituent, which indicates to be martensite and only a small amount of bainite. By increasing the forging temperature to 1100 °C and further to 1200 °C, both PF and martensite fraction reduces, and the granular bainite fraction increases, achieving a more homogenous microstructure.

Keywords: Thermomechanical Processing, Continuously Cooled Bainitic Steels, Prior Austenite Grain Size, Bainite.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Classificação morfológica da bainita.....	23
Tabela 1. Principais ensaios de forjabilidade.	37
Tabela 3. Composição química do aço empregado (% em massa dos elementos químicos). .	45
Tabela 4. Tempo mínimo de encharque necessário para cada geometria em função da temperatura de aquecimento.	48
Tabela 5. Quantificações da AR com difrações médias de diferentes ângulos ψ	60
Tabela 6. Parâmetros de simulação numérica utilizados para os forjamentos das cunhas. ...	61
Tabela 7. Temperaturas de austenitização, de forjamento e perdas de temperatura dos corpos de prova.....	64
Tabela 8. Temperatura de dissolução de possíveis precipitados no aço DIN18MnCrSiMo6-4.	66
Tabela 9. Sumário da caracterização microestrutural dos billets processados termomecânicamente.....	88

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. (a) MEV de um aço bainítico formado apenas por Bainita Granular. (b) MEV de um aço bainítico formado apenas por Bainita em Ripas. (FB: Ferrita bainítica; AR: Austenita Retida; MA: Martensita-Austenita).....	25
Figura 2. (a) Microestrutura ferrítica-martensítica de um aço de baixo carbono ao Mn. (b) microestrutura ferrítica-bainítica de um aço de baixo carbono ao Mn e V.....	27
Figura 3. (a) Rota de processamento convencional (b) rota de processamento termomecânico.	29
Figura 4. Recristalização descontínua em cobre a 400 °C.....	32
Figura 5. Resumo dos principais fenômenos metalúrgicos que ocorrem no material durante forjamento a quente.	35
Figura 6. Curva de escoamento ilustrativa de um ensaio de compressão a quente.	39
Figura 7. Efeitos de diversos parâmetros na curva de escoamento.	41
Figura 8. (a) Curva taxa de encruamento vs tensão de escoamento (b) derivada da taxa de encruamento – $\frac{\partial \theta}{\partial \sigma}$ vs tensão de escoamento.	42
Figura 9. (a) Corpo de prova de cunha usinado (b) Cunha forjada.	42
Figura 10. Fluxograma de todas as etapas do procedimento experimental.....	44
Figura 11. (a) Microscopia óptica do material como recebido.	45
Figura 12. Curva CCT do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (FP: Ferrita Poligonal; P: Perlita; B: Bainita; M: Martensita; Ms: Martensita <i>start</i> ; Me: Martensita <i>end</i>).	46
Figura 13. Corpos de prova (C.P). Parte I – (a) etapa de aquecimento; (b) Cunha. Parte II – (c) billet cilíndrico. Dimensões em milímetros.	47
Figura 14. Posições dos termopares nas amostras em vermelho. Dimensões em milímetros.	48
Figura 15. Arranjo físico utilizado para os ensaios de forjamento.....	49

Figura 16. (a) Curva de resfriamento do billet austenitizado a 1100 °C até o contato com a matriz superior, (b) momento a qual a matriz superior entra em contato com o billet instrumentado.....	50
Figura 17. Tratamentos térmicos empregados na análise de crescimento de grão austenítico.	51
Figura 18. Rotas termomecânicas aplicadas para a obtenção do TGAP e microestrutura de resfriamento contínuo.....	51
Figura 19. Seção de corte das cunhas (imagem a esquerda) e regiões de análise microestrutural das cunhas forjados nas temperaturas de 1000 °C, 1100 °C e 1200 °C (direita).	53
Figura 20. Regiões de análise dos billets forjados.....	53
Figura 21. Resumo das etapas de tratamento de imagens aplicadas as micrografias para quantificação de ferrita poligonal.	56
Figura 22. Difratometros utilizados para a caracterização dos forjados por DRX. (a) Analytical X-ray MZ VI E (GE Inspection Technologies), (b) XRD 3003 ETA (GE Inspection Technologies)...	57
Figura 23. (a) Efeito da textura na intensidade do pico difratado (b) geometria dos ângulos em relação a amostra.	58
Figura 24. Efeito da textura nos picos (111) e (200) da austenita e (110) da ferrita nas regiões de baixa (ϵ : 0) média (ϵ : 0.75) e alta deformação (ϵ : 2.0).	59
Figura 25. Microestrutura inicial do aço DIN 18MnCrSiMo6-4, seção longitudinal da barra. .	62
Figura 26. Microestrutura do aço 18MnCrSiMo6-4 resfriado em (a) ar calmo, (b) forno, (c) óleo	63
Figura 27. (a) Efeito da temperatura de austenitização e do tempo de permanência no crescimento do grão austenítico do material (b) microestrutura resultante da austenitização em 1200 °C em tempo 0 indicando grão anormal em contorno vermelho.	65
Figura 28. Comparação entre a seção forjada e deformações equivalentes das simulações numéricas das cunhas.	67
Figura 29. Deformações efetivas atingidas em função das posições das cunhas.	68

Figura 30. (a) Vista de topo da cunha forjada a 1100 °C (b) campo de deformações efetivas da seção transversal da cunha forjada a 1100 °C.....	69
Figura 31. Evolução do TGAP na cunha forjada a 1000 °CFonte: Autor.....	70
Figura 32. Microscopias do TGAP (a) ϵ : 0; (b) ϵ : 0,5. Setas em vermelho indicam bandas de deformação intragranulares.....	70
Figura 33. Microscopias do TGAP (c) ϵ : 1,1; (d) ϵ : 1,9. Setas azuis indicam os grãos recristalizados recém nucleados, setas amarelas indicam grãos não recristalizados.	71
Figura 34. Microscopias do TGAP (e) ϵ : 0,75. Setas em vermelho indicando bandas de deformação.....	72
Figura 35. Comparativo do TGAP em regiões com ϵ : 1,2 em um mesmo grau de deformação nas cunhas forjadas em (a) 1000 °C, (b) 1100 °C e (c) 1200 °C.	73
Figura 36. TGAP em função da deformação efetiva nas cunhas forjadas.....	74
Figura 37. (a)MO e (b)MEV da região sem deformação da cunha forjada a 1100 °C. TGAP: 24 μ m e ϵ : 0. Flechas amarelas indicando a austenita retida e/ou MA formada no contorno de grão austenítico prévio.....	75
Figura 38. (a) MO e (b) MEV da região de média deformação da cunha forjada a 1100 °C. TGAP: 8 μ m e ϵ : 1,40.	75
Figura 39. (a) MO e (b) MEV da região de alta deformação da cunha forjada a 1100 °C. TGAP: 6.5 μ m e ϵ : 2,0.	76
Figura 40. Dureza das cunhas forjadas em função das deformações efetivas em cada região.	77
Figura 41. Fração de austenita retida das cunhas forjadas: (a) Quantificação sem correção; (b) com correção.Fonte: Autor.	78
Figura 42. Conteúdo de carbono na austenita retida das cunhas forjadas	79
Figura 43. Densidade de discordâncias do material como recebido e das cunhas forjadas em função da deformação efetiva.	80
Figura 44. MO dos TGAP após deformação a quente dos billets cilíndricos.....	82

Figura 45. (a) Curvas tensão-deformação verdadeiras do PTM dos billets; (b) curvas $-\partial\theta/\partial\sigma$ versus σ , onde o valor mínimo corresponde à tensão crítica.	83
Figura 46. MO do (a) material como recebido e as amostras forjadas em (b) 1200 °C, (c) 1100 °C e (d) 1000 °C resfriadas continuamente. FP: Ferrita Poligonal; BG: Bainita Granular; MC: Microconstituente.	85
Figura 47. Relação entre temperatura de forjamento, fração de FP, austenita retida e teor de carbono da austenita.....	86
Figura 48. Microestrutura da região de deformação heterogênea dos billet forjado, Imagens superiores TGAP e inferiores a microestrutura de resfriamento contínuo.	87
Figura 49. MO das cunhas forjadas em 1000 °C e 1200 °C nas regiões com diferente grau de deformação.....	104

LISTA DE SIGLAS

AR	Austenita Retida;
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (Sociedade Americana para Testes e materiais);
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);
APT	<i>Atom Probe Tomography</i> (Tomografia por Sonda Atômica)
CAPES	Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior;
CCT	Continuous Cooling Transformation Phase Diagram (Diagrama de transformação de fases de resfriamento contínuo)
CGA	Crescimento de Grão Anormal;
CGN	Crescimento de Grão Normal;
CNPq	Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico;
CP	Corpo de Prova;
SPD	<i>Severe Plastic Deformation</i> (Deformação Plástica Severa);
DRX	Difração de Raios-X;
EBSD	<i>Electron Backscatter Diffraction</i> (Difração de elétrons retro-espalhados)
ECAP	<i>Equal Channel Angular Pressing</i> (Extrusão em Canal Angular);
EFE	Energia de Falha de Empilhamento;
FP	Ferrita Poligonal;
FWHM	<i>Full Width Half Maximum</i> (Largura à Meia Altura);
GES	Grupo de Engenharia de Superfícies;
HBM	<i>Hottinger Baldwin Messtechnik</i> (Tecnologia de Medição Baldwin Hottinger);
HRC	Dureza Rockwell C;
HPT	<i>High Pressure Torsion</i> (Torção sob Alta Pressão);
HV	Dureza Vickers;
IWT	<i>Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien</i> (Instituto Leibniz de Tecnologias Orientadas à Materiais);
LAFUN	Laboratório de Fundição;
LdTM	Laboratório de Transformação Mecânica;
LVDT	<i>Linear Variable Differential Transformer</i> (Transformador Diferencial Variável Linear);
MA	Martensita – Austenita;
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura;
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MO	Microscopia Óptica;
NEP	Nucleação Estimulada por Partículas;
PPGE3M	Programa Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais;
PTM	Processamento Termomecânico;
RPD	Recuperação Dinâmica;

RPE	Recuperação Estática;
RXD	Recristalização Dinâmica;
RXMD	Recristalização Metadinâmica;
RXS	Recristalização Estática;
T & R	Têmpera e Revenimento;
TGAP	Tamanho de Grão Austenítico Prévio;
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i> (Transformação Induzida por Plasticidade);
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

LISTA DE SÍMBOLOS

°C	Graus Celsius, unidade de temperatura;
K	Kelvin, unidade de temperatura;
W	Watt, unidade de potência;
T _a	Temperatura de Austenitização;
T _F	Temperatura de forjamento;
Å	Angstrom, unidade de distância;
Nm	Nanômetro, unidade de distância;
µm	Micrometro, unidade de distância;
mm	Milímetro, unidade de distância;
m	Metro, unidade de distância;
ml	Mililitro, unidade de volume;
g	Gramas, unidade de massa;
MPa	Mega Pascal, unidade de Pressão;
J	Joule, unidade de energia;
Min	Minutos, unidade de tempo;
Tonf	Toneladas força, unidade de força;
t _{e_min}	Tempo mínimo de encharque;
kV	Kilo volt, unidade de tensão elétrica;
mA	miliampere, unidade de corrente elétrica;
Fe-α	Ferrita;
Fe-γ	Austenita;
Z	Parâmetro Zener-Hollomon
Q	Energia interna de ativação
R	Constante universal dos Gases
S _v	Área superficial de contorno de grão
ε _c	Deformação Crítica
ε _p	Deformação na tensão de escoamento máxima
ε	Deformação verdadeira
ε̄	Deformação efetiva
ε̇	Taxa de deformação
e	Número de Euler
2θ	Ângulo de difração dois teta
ψ	Ângulo de difração psi
θ	Taxa de encruamento
σ	Tensão de escoamento
l	Número de interceptos
LaB ₆	Hexaboreto de lantânio
a _γ	Parâmetro de rede da austenita

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	19
1.1	ESTRUTURA DO TRABALHO	20
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
2.1	AÇOS BAINÍTICOS AVANÇADOS	21
2.2	MICROESTRUTURAS DE AÇOS BAINÍTICOS	21
2.2.1	Bainita Granular e Bainita em Ripas	24
2.2.2	Ferrita Poligonal.....	26
2.3	PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO.....	28
2.4	FENÔMENOS METALÚRGICOS EM FORJAMENTO	29
2.4.1	Mecanismos de amaciamento.....	30
2.4.1.1	Encruamento	30
2.4.1.2	Recuperação.....	31
2.4.1.3	Recristalização.....	31
2.4.1.4	Crescimento de grão	34
2.4.2	Austenita.....	35
2.5	ENSAIOS DE FORJABILIDADE.....	36
2.5.1	Ensaio de recalque a quente	38
2.5.2	Ensaio de cunha a quente	42
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	44
3.1	PREPARAÇÃO	45
3.1.1	Material.....	45
3.1.2	Corpos de prova.....	46

3.2	INSTRUMENTAÇÃO	47
3.2.1	Austenitização.....	47
3.2.2	Prensa hidráulica.....	48
3.2.3	Determinação da temperatura inicial de forjamento	49
3.3	EXPERIMENTOS.....	50
3.3.1	Caracterização inicial	50
3.3.2	Parte I: Crescimento de grão austenítico	50
3.3.3	Etapa I: Ensaios de forjabilidade.....	51
3.3.4	Etapa II: Processamento termomecânico.....	52
3.4	ANÁLISE METALÚRGICA DAS AMOSTRAS.....	52
3.4.1	Regiões de análise.....	52
3.4.1.1	Microestrutura	54
3.4.1.2	Quantificação do Grão Austenítico Prévio.....	54
3.4.1.3	Medições de dureza	54
3.4.2	Quantificação de fases.....	55
3.4.2.1	Quantificação de ferrita poligonal	55
3.4.2.2	Difração de Raios-X	56
3.4.2.3	Textura	58
3.4.2.4	Determinação do enriquecimento de carbono na austenita retida	60
3.5	SIMULAÇÃO NUMÉRICA.....	61
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	62
4.1	CARACTERIZAÇÃO INICIAL	62
4.2	DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA INICIAL DE FORJAMENTO.....	64

4.3	PARTE I – EFEITO DOS PARÂMETROS DE AQUECIMENTO E DEFORMAÇÃO	65
4.3.1	Crescimento de grão austenítico	65
4.3.2	Efeito da deformação – Forjabilidade	67
4.3.2.1	Grão austenítico prévio.....	69
4.3.2.2	Microestrutura de resfriamento contínuo.....	74
4.3.2.3	Caracterização por DRX.....	78
4.4	PARTE II – CARACTERIZAÇÃO DOS <i>BILLETS</i> FORJADOS.....	81
4.4.1	Efeito da temperatura de forjamento no TGAP dos <i>billets</i> forjados.....	81
4.4.2	Deformações críticas	82
4.4.3	Microestrutura de resfriamento contínuo dos <i>billets</i> forjados.....	83
4.4.4	Regiões de deformação não homogêneas dos <i>billets</i>	86
4.4.5	Resumo da caracterização	88
5	CONCLUSÕES	89
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	91
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	92
	Anexo – I	104

1 INTRODUÇÃO

Atualmente, o setor industrial representa mais de 35% de todo gasto energético no país (EPE; MME, 2018), sendo o Brasil, o 10º colocado mundial entre os países de maior consumo de energia (CIA, 2018). Além do alto consumo, a energia no Brasil tem um alto custo. A tarifa média para o setor industrial no Brasil é de 112.30 US\$/MWh, sendo a 9ª tarifa mais cara do mundo (EPE, 2018). Carros, caminhões e tratores podem conter mais de 250 componentes forjados, os quais para atingir as propriedades mecânicas finais são submetidos a tratamentos térmicos como normalização, têmpera, revenimento e alívio de tensões residuais, sendo comum a aplicação de todos estes tratamentos na manufatura de uma única peça (MOHANTY, 2016). Como resultado, diversos ciclos térmicos são necessários para a obtenção de componentes forjados, aumentando o custo de fabricação.

A aplicação de processamento termomecânico (PTM) tem potencial de reduzir o número de tratamentos térmicos necessários por meio de etapas controladas de aquecimento, deformação plástica e resfriamento contínuo, levando à obtenção das propriedades finais do laminado ou componente em menos ciclos térmicos e reduzindo o custo total de fabricação (TAMURA et al., 1988; VERLINDEN et al., 2007; ZHAO; JIANG, 2018). A utilização de aços bainíticos de resfriamento contínuo possibilita aliar as vantagens do PTM com a obtenção de microestruturas bainíticas as quais resultam em propriedades superiores das de aços ferrítico-perlíticos convencionais. Atinge-se desta forma, níveis de resistência e tenacidade similares aos aços martensíticos, sem a necessidade de têmpera e revenimento. A filosofia de redução do consumo energético e logístico necessário na fabricação de componentes forjados e a otimização de suas propriedades por meio da aplicação de PTM em aços bainíticos de resfriamento contínuo são os principais objetivos do projeto de cooperação Brasil-Alemanha intitulado “Manufatura Energeticamente Eficiente para Aços Bainíticos Avançados Baseada no Processamento Termomecânico” a qual este trabalho está inserido.

Para a obtenção destas vantagens, porém, é necessário um conhecimento profundo do material utilizado e o efeito dos parâmetros de PTM na microestrutura resultante. Parâmetros incorretos de aquecimento, deformação e resfriamento podem resultar em crescimento excessivo de grão, surgimento de defeitos como trincas internas e superficiais e

preenchimento incompleto, microestrutura parcialmente recristalizada e a formação de fases indesejáveis, as quais comprometem a resistência mecânica e a tenacidade do material.

Desta forma, este trabalho tem como principal objetivo compreender o efeito da etapa de aquecimento e forjamento na microestrutura austenítica e de resfriamento contínuo de um aço bainítico processado termomecânicamente. Para atingir este objetivo, foram realizados ensaios para avaliar o crescimento de grão austenítico, forjabilidade e ensaios de recalque a quente. As amostras obtidas pelos experimentos foram caracterizadas por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, dureza, microdureza e difração de raios-X. Por meio destas técnicas foi realizada a caracterização dos microconstituintes presentes das microestruturas, quantificação do tamanho de grão austenítico prévio, quantificação de fases e dureza.

1.1 ESTRUTURA DO TRABALHO

O capítulo 2 apresenta a revisão bibliográfica, abordando os principais tópicos de estudos relevantes para a compreensão do processamento termomecânico, os mecanismos que modificam a microestrutura durante a etapa de forjamento e ensaios de forjabilidade. Junto disso, é apresentado as principais características da classe de aço estudada.

O capítulo 3 apresenta o procedimento experimental, descrevendo inicialmente o material e os corpos de prova utilizados. Após, é apresentada a metodologia de instrumentação aplicada e os experimentos realizados, os quais foram separados em duas partes. Parte I compreende o crescimento de grão os ensaios de forjabilidade e parte II é referente às rotas termomecânicas dos recalques a quente. Por fim, a metodologia de caracterização dos corpos de prova obtidos dos experimentos é mostrada.

No capítulo 4 são apresentados e discutidos os resultados do trabalho. Após apresentar a caracterização inicial, os resultados são divididos em duas partes definidas na metodologia.

No capítulo 5, as principais conclusões do trabalho são resumidas. As sugestões para trabalhos futuros são apresentadas no capítulo 6.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS BAINÍTICOS AVANÇADOS

De forma geral, a aplicação de aços bainíticos avançados tem como principal força-motriz para o seu desenvolvimento a redução de custos de processamento por meio da redução de etapas de tratamentos térmicos. Para atingir este objetivo, esta classe de aços possui uma microestrutura bainítica livre de carbonetos, a qual resulta em propriedades mecânicas superiores aos aços ferrítico-perlíticos, e tem o potencial de atingir níveis de tenacidade próximos aos aços martensíticos com significativo aumento no limite de escoamento e resistência a tração (KEUL; WIRTHS; BLECK, 2012). Esta microestrutura pode ser obtida por duas formas: resfriamento controlado e controle de composição química (BHADESHIA, 2015). A primeira baseia-se na aplicação de um PTM específico com etapa de resfriamento controlado para a obtenção de uma microestrutura homogênea, usualmente aplicado em produtos obtidos por laminação, como chapas e tubos (CABALLERO et al., 2013; ZHAO, 2016). A segunda consiste no controle da composição química do aço, permitindo a obtenção de uma microestrutura homogênea em uma ampla faixa de resfriamento as quais são obtidas em componentes forjados devido às variações de espessura (SOURMAIL, 2017).

CABALLERO et al., (2013) apresenta uma extensa pesquisa de rotas termomecânicas para diferentes aços bainíticos avançados com o objetivo de obter chapas bainíticas para fabricação de componentes estruturais de segurança de carros, como vigas A, vigas do teto, para-choques e vigas de impacto lateral. Como resultado, foram obtidas chapas bainíticas livre de carbonetos com resistência a tração de 1100 MPa e tenacidade acima de 30 J. A seguir, são apresentadas as principais microestruturas bainíticas destes tipos de aços, e as principais características metalúrgicas e mecânicas dos mesmos quando resfriados continuamente.

2.2 MICROESTRUTURAS DE AÇOS BAINÍTICOS

Talvez o único fato de comum acordo entre toda comunidade científica sobre a bainita é a sua complexidade em relação ao mecanismo de formação e aparente variação das microestruturas encontradas (FIELDING, 2013). Ao longo dos anos, diversas classificações foram cunhadas a respeito da bainita. Em geral, a bainita é um microconstituente constituído por ferrita (ferrita bainítica) e outras fases como cementita, austenita retida, martensita ou

uma mistura de todas estas fases, as quais podem ser encontradas sob diversas morfologias na microestrutura (BHADESHIA, 2015).

A cementita pode ser parcial ou totalmente evitada na microestrutura bainítica por meio da presença de Si e Al na composição química. Estes elementos, quando presentes em quantidade suficiente, atrasam a precipitação de carbonetos ao ponto da cementita ser inibida por completo na microestrutura final (KOZESCHNIK; BHADESHIA, 2008). Como resultado, conforme a ferrita bainítica é formada na microestrutura, o carbono é particionado para a austenita remanescente, gerando ao final, uma microestrutura formada por ferrita bainítica, austenita retida e um microestrutura comumente chamado de Martensita/Austenita (MA).

A MA é chamado, assim devido à dificuldade de se distinguir entre as duas fases causado pela elevada densidade de discordâncias nesta região (HOFER et al., 2018). Este microconstituente se forma de porções de austenita, as quais não atingiram um enriquecimento de carbono suficiente para se tornarem estáveis em temperatura ambiente. A formação de MA resulta em regiões de alta quantidade de discordâncias e dureza, que em geral contribuem para o aumento da resistência da microestrutura (HOFER et al., 2016). A morfologia da MA é variável e apesar de ser mais frágil, se for suficientemente refinado, este microconstituente pode atuar como um bloqueio à propagação de trincas, aumentando a resistência à fadiga do material (LAN; DU; MISRA, 2014).

Em microestruturas bainíticas livres de carbonetos, a austenita retida pode se apresentar de duas formas: filmes e blocos. A austenita em filmes se forma entre os feixes de ferrita bainítica, resultando em um alto enriquecimento de carbono durante a formação. Este enriquecimento é o que garante à austenita em filmes estabilidade em temperatura ambiente, e evita a transformação para martensita, devido às deformações (efeito TRIP). Esta é a principal característica responsável pelo aumento de resistência à fratura deste tipo de bainita. Por outro lado, a austenita em blocos tem um menor teor de carbono, como resultado, ela tende a se transformar em martensita não revenida, gerando uma fragilização do material (BHADESHIA, 2015). Desta forma, tratamentos térmicos e processamentos termomecânicos tentam favorecer a formação de austenita em filmes e reduzir ao máximo a formação de austenita em blocos (FAN et al., 2017; LIU; ZHAO; BHOLE, 2006).

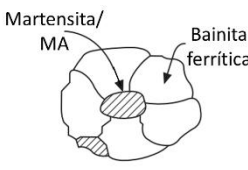
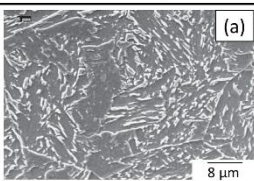
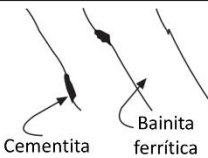
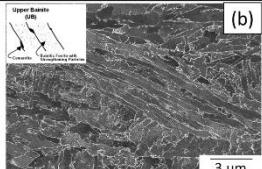
A classificação mais genérica da bainita em superior e inferior é definida pela formação e arranjo da cementita entre as subunidades de ferrita (bainita superior) ou dentro das subunidades de ferrita (bainita inferior) e pela temperatura isotérmica de formação (BHADESHIA, 2015). Apesar de genérica, esta classificação é muito apropriada pois distingue bem os mecanismos de formação de cada tipo.

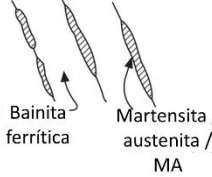
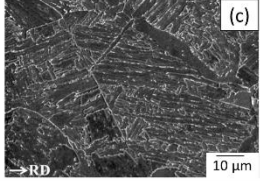
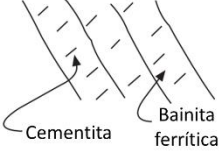
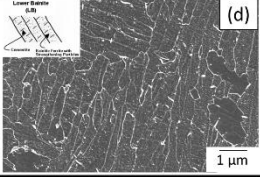
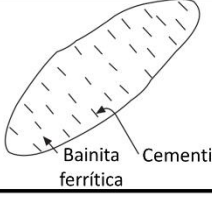
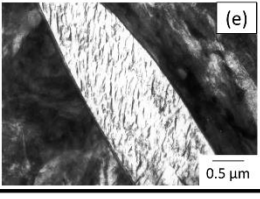
OHMORI Y; OHTANI H; KUNITAKE T, (1971) e OHTANI et al., (1990) classificam a bainita em três tipos: tipo I como sendo a bainita sem cementita; tipo II onde a cementita encontra-se entre as ferrita, como na bainita superior; e tipo III no qual a bainita se apresenta na forma de placas paralelas com carbonetos presentes no interior dos feixes, como na bainita inferior.

BRAMFITT; SPEER, (1990) propõem uma outra classificação (B1, B2, B3), a qual define a bainita de acordo com qual microconstituente a ferrita está associada para aços resfriados continuamente ou de forma isotérmica. B1, quando a ferrita está associada com precipitados entre as ripas. B₂ quando as ripas de ferrita estão associadas com ripas de cementita ou filmes de austenita retida ou martensita. B₃ quando a ferrita é encontrada junto com ilhas compostas por austenita, martensita ou ainda perlita.

Uma quarta classificação, proposta por ZAJAC et al., (2005), classifica a bainita em três grupos de acordo com a morfologia da ferrita e os agregados: Bainita Granular, Bainita Superior e Bainita Inferior. Zajac e outros também apresentam uma classificação da bainita por difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) de acordo com o grau de desorientação característico de cada um destes grupos. Esta classificação foi posteriormente adaptada por Caballero (CABALLERO, 2012). A Tabela 1 apresenta a classificação da bainita baseada nesta última classificação e adotada neste trabalho.

Tabela 1. Classificação morfológica da bainita.

Tipo	Morfologia	Descrição da bainita	Microscopia
Bainita Granular	Ferrita irregular com M/A	 <p>Martensita/ MA</p> <p>Bainita ferrítica</p>	 <p>(a)</p> <p>8 µm</p>
Bainita superior em ripas	Ferrita em ripas com cementita entre os contornos das ripas	 <p>Cementita</p> <p>Bainita ferrítica</p>	 <p>Upper Bainite (B1)</p> <p>Cementite</p> <p>Bainite ferritic</p> <p>(b)</p> <p>3 µm</p>

Bainita em ripas livre de cementita	Ferrita em ripas com M/A nos contornos das ripas		
Bainita inferior em ripas	Ferrita em ripas com cementita no interior das ripas de ferrita.		
Bainita inferior em placas	Bainita em placas com cementita no interior das placas de ferrita		

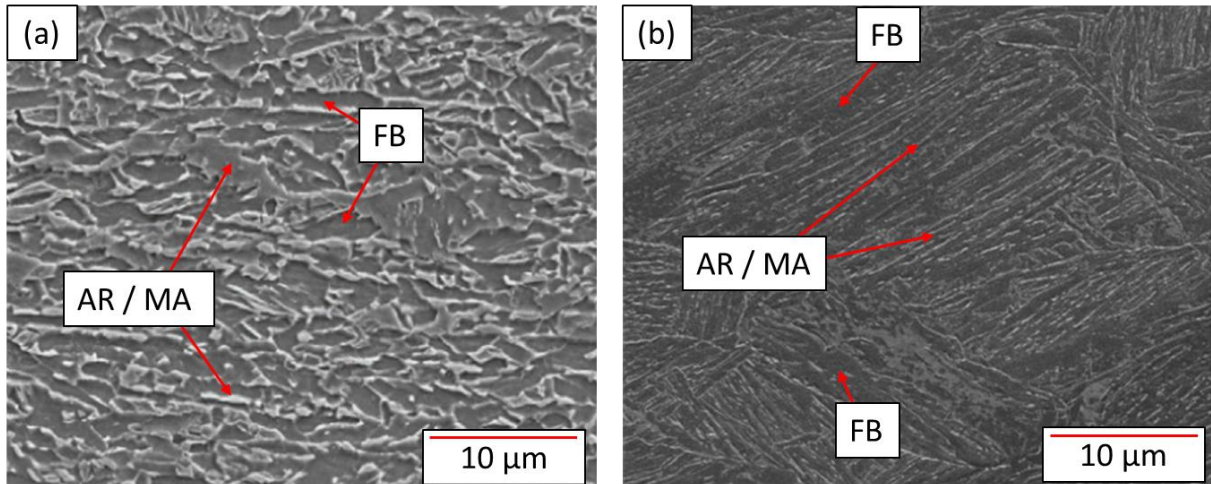
Fonte: Adaptado (CABALLERO, 2012); (a) Fonte: (ZAJAC et al., 2005); (b) (ZAJAC; SCHWINN; TACKE, 2005) (c) (ZHAO, 2016); (d) (ZAJAC; SCHWINN; TACKE, 2005); (e) (CHANG; BHADSHIA, 1996).

A seguir, são abordadas de forma mais detalhadas os dois principais tipos de bainita relevantes para as microestruturas encontradas no trabalho.

2.2.1 Bainita Granular e Bainita em Ripas

A Bainita Granular (BG) é usualmente encontrada em aços bainíticos de baixo e médio carbono resfriados continuamente. Por microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) a BG aparenta ilhas de austenita retida e/ou MA em uma matriz de ferrita bainítica. A Figura 1(a) apresenta um MEV da BG, onde as regiões de maior relevo (cinza claro) são o microconstituente MA junto com austenita retida, enquanto que o fundo (cinza escuro) é a ferrita bainítica. A Bainita em Ripas (BR) se assemelha com a BG em relação de ambas serem livres de carbonetos e essencialmente serem formadas pelo mesmo mecanismo de transformação. A diferença da BR em relação a BG é a morfologia da austenita retida e/ou MA a qual se apresenta nas ripas entre as ferritas bainíticas, conforme mostrado na Figura 1(b).

Figura 1. (a) MEV de um aço bainítico formado apenas por Bainita Granular. (b) MEV de um aço bainítico formado apenas por Bainita em Ripas. (FB: Ferrita bainítica; AR: Austenita Retida; MA: Martensita-Austenita).



Fonte: adaptado (a) (KANG et al., 2016), (b) (KANG; SEOL; PARK, 2013).

Ambas microestruturas são obtidas por resfriamento contínuo, sendo a BG característica de resfriamentos mais lentos e a BR de resfriamentos mais rápidos. Além do resfriamento, o TGAP também indica afetar a morfologia da bainita de resfriamento contínuo, favorecendo a formação de BG em vez de BR em grãos austeníticos mais grosseiros (CABALLERO et al., 2012).

Devido a característica multifásica da microestrutura de aços bainíticos de resfriamento contínuo, as propriedades mecânicas são significativamente afetadas pela proporção dos microconstituintes de BG, BR, ferrita poligonal e martensita. SAMUEL; DANIEL; SUDRE, (1987) fizeram uma extensa comparação de ensaios de tração de aços com microestruturas martensítica, bainítica granular e ferrítica-perlítica. Como resultado, a BG atingiu os maiores alongamentos, e limites de escoamento intermediários, ou seja, inferiores a martensita e superiores a ferrita-perlita. (ZHANG; GU, 2008) aplicou esta classe de aços em trilhos de trem e comparou com um aço ferrítico-perlítico convencionalmente utilizado na fabricação destes trilhos. Os resultados indicam a microestrutura bainítica apresentou mais do que o dobro de absorção de energia de impacto e evidencia que a austenita retida enriquecida de carbono é a principal fase responsável por esse aumento de ductilidade.

A presença de microligados pode afetar significativamente as propriedades mecânicas do aço bainítico. FENG; BAI; KANG, (2011) identificaram que a adição de 0.06%Nb, por exemplo, resulta em uma redução na fração de FP e refino da MA na bainita granular, gerando

um aumento de aproximadamente 30% no limite de resistência ao escoamento, tensão máxima e tenacidade, sem perda substancial na ductilidade.

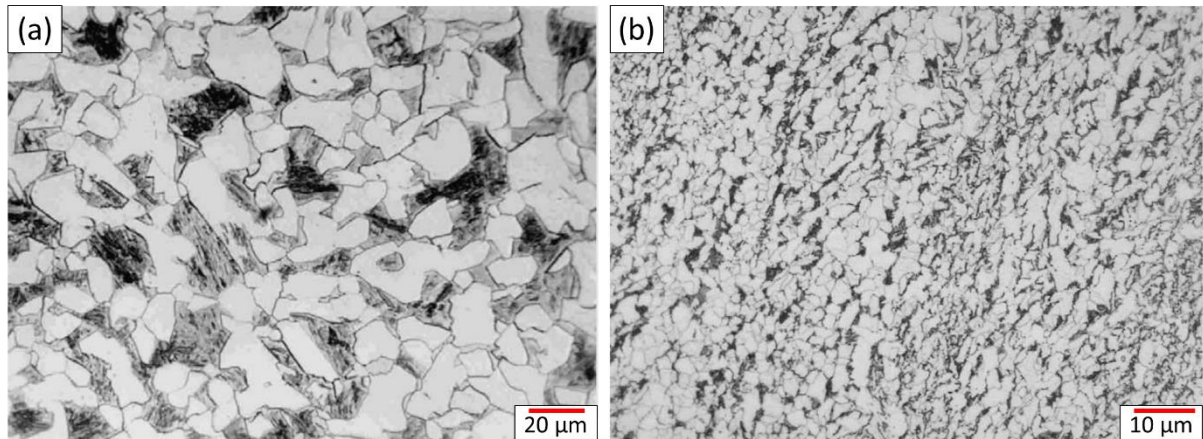
A BG é usualmente obtida por resfriamento contínuo em taxas de resfriamento não muito altas. Diversos trabalhos citam a presença deste microconstituente, principalmente em aços resfriados em ar (FANG et al., 2008; FENG et al., 2010; HASLER et al., 2011; MORALES-RIVAS et al., 2015; SOURMAIL, 2017) e também em soldagem nas regiões termicamente afetadas pela solda (PENG et al., 2018; QIN et al., 2019; ZHANG et al., 2012). Em um outro estudo, (CAO et al., 2015), foi identificado que para um mesma taxa de resfriamento quanto maior a temperatura de forjamento (800°C a 900 °C), maior a resistência da microestrutura bainítica, a qual é associada a maior formação de bainita em ripas em vez de granular.

2.2.2 Ferrita Poligonal

Como já mencionado, a microestrutura de resfriamento contínuo é dificilmente formada por apenas um tipo de microconstituente. A Ferrita Poligonal (FP) é frequentemente encontrada nas microestruturas de aços bainíticos resfriados continuamente. A FP é a primeira fase na qual a austenita se decompõem durante o resfriamento e é caracterizada por uma baixa dureza e alta ductilidade. A nucleação da FP ocorre preferencialmente nos contornos de grão austeníticos, podendo também nuclear em outros defeitos como partículas de segunda fase e bandas de deformação (KRAUSS, 2005).

Microestruturalmente, a FP é visualizada como grão aproximadamente equiaxiais, e seu tamanho pode variar dependendo do objetivo do PTM aplicado. Como exemplo, a Figura 2 apresenta microestruturas com FP de tamanho distinto, obtidos por rotas termomecânicas diferentes. Na Figura 2(a) a FP apresenta um tamanho médio de 10 μm e foi obtida por uma PTM de uma etapa de deformação a quente seguida por um resfriamento de dois estágios o qual promoveu a formação de ferrita com este tamanho mais grosseiro. Na segunda microscopia óptica, Figura 2(b), o material foi submetido a um PTM com duas etapas de deformação e resfriamento controlado, sendo a segunda etapa na faixa de temperatura intercrítica. Como resultado, grãos de ferrita na ordem de 3 μm foram obtidos.

Figura 2. (a) Microestrutura ferrítica-martensítica de um aço de baixo carbono ao Mn. (b) microestrutura ferrítica-bainítica de um aço de baixo carbono ao Mn e V.



Fonte: adaptado (a) (LIS; LIS; KOLAN, 2005), (b) (BELADI et al., 2004).

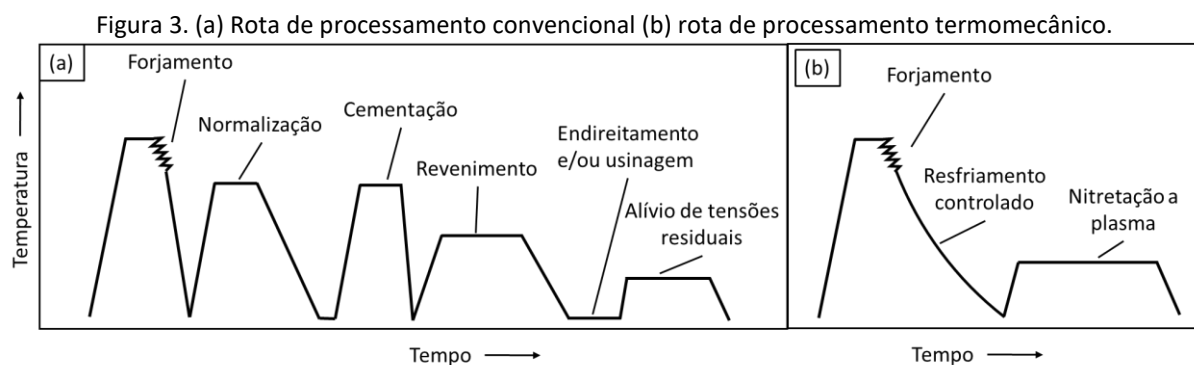
Devido a nucleação preferencial nos contornos de grão, o TGAP afeta sensivelmente a formação de FP. Como já mencionado, a recristalização ou o alongamento dos grãos austeníticos aumentam o S_v , conseqüentemente, um maior número de sítios de nucleação da FP é criado. Desta forma, para materiais com TGAP pequeno, a formação da ferrita só pode ser evitada com a adição de elementos de liga que atrasem a formação desta fase na microestrutura, como por exemplo: Nb, Mn, Mo e Cr (LI et al., 2019, 2013).

Pelo fato da FP ser a fase formada em mais alta temperatura, a presença dela altera o estado inicial da austenita, afetando as fases que irão se formar ao longo do resfriamento. Conforme a ferrita é formada, a mesma enriquece a austenita remanescente. QUIDORT; BRECHET, (2001) mostraram que a presença de uma pequena fração de FP provoca uma aceleração na formação de bainita na microestrutura, pelo fato de que a presença desta ferrita resulta em um aumento significativo de contornos de grão, aumentando os principais sítios de nucleação da bainita. Porém, (ZHU et al., 2013) evidenciou que frações maiores de FP resultam em um enriquecimento de carbono heterogêneo na austenita, dificultando a formação de bainita e facilitando a formação de martensita no material.

2.3 PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO

O processamento termomecânico (PTM) pode ser definido como um processo de fabricação que consiste na aplicação de etapas controladas de aquecimento, deformação plástica e resfriamento visando obter uma determinada microestrutura, e por consequência, propriedades mecânicas apropriadas para uma determinada aplicação. O uso comercial deste método se iniciou em 1950 com a produção de placas de aço C-Mn por meio de laminação controlada. Ao longo dos anos a técnica tem sido aprimorada e cada vez mais utilizada não só na produção de placas, como também na produção de chapas, barras, trilhos e tubos (ZHAO; JIANG, 2018).

Um dos objetivos do PTM é obter ao final do processo uma microestrutura de aplicação do material, eliminando a necessidade de tratamentos térmicos subsequentes. A necessidade do uso de tratamentos como têmpera e revenimento (T & R) implicam em novos ciclos de aquecimento do material, riscos de distorção dimensional, desenvolvimento de tensões residuais trativas e trincas superficiais. A distorção, por exemplo, gera novas etapas de fabricação como desempenho e usinagem para acabamento final, as quais elevam o custo de fabricação de componentes. A substituição ou minimização destas etapas por um resfriamento adequado após deformação a quente, tem capacidade de impactar de forma muito significativa a rota de fabricação de componentes (MOHANTY, 2016). A Figura 3(a) apresenta uma rota de tratamento térmico usual para um aço de baixo carbono baixa liga aplicados em forjamento de componentes automotivos. Após o forjamento, são necessários tratamentos de normalização, cementação, revenimento e alívio de tensões as quais elevam o custo de fabricação do componente. A Figura 3(b) apresenta uma rota de fabricação alternativa, a qual por meio da aplicação de um aço com composição química específica, possibilita ao fim de um resfriamento controlado, remover etapas de revenimento e alívio de tensões residuais, reduzindo o custo de fabricação e por meio da aplicação de um nitretação a plasma, resulta em propriedades superficiais similares aos obtidos pelo componente cementado.



Fonte: (ASM, 1993), adaptado.

Apesar das vantagens do PTM, inicialmente a maioria das aplicações deste tipo de processo foi em produtos laminados de geometria simples. Componentes forjados tem a particularidade de possuir geometria mais complexa com espessura variada, dificultando a obtenção de uma microestrutura homogênea devido a variações nas taxas de resfriamento do forjado. Com o desenvolvimento de aços microligados e novos aços de baixa liga, a aplicação de PTM em componentes forjados tornou-se mais praticável, possibilitando a obtenção de uma mesma microestrutura em uma mais ampla faixa de resfriamentos (BLECK et al., 2017).

Além do resfriamento controlado, a determinação de corretos parâmetros de austenitização e deformação são fundamentais para a aplicação de PTM. O emprego de temperaturas muito elevadas, além de promover um grande crescimento de grão pode provocar o crescimento anormal de grãos (FERNÁNDEZ; ILLESCAS; GUILMANY, 2007). A falta de controle dos parâmetros como deformações e taxas de deformações podem resultar em uma microestrutura parcialmente recristalizada, (YANG et al., 2015), gerando uma microestrutura final não homogênea.

Portanto, torna-se necessário o conhecimento dos mecanismos que atuam no material durante o PTM e o efeito destes mecanismos na microestrutura para que os parâmetros das rotas sejam definidos corretamente.

2.4 FENÔMENOS METALÚRGICOS EM FORJAMENTO

Durante cada etapa do PTM o material sofre ação de diversos mecanismos como transformações de fases, recuperação estática e/ou dinâmica, encruamento, recristalização estática e/ou dinâmica e crescimento de grão. Cada um destes fenômenos metalúrgicos atua no material de forma diferente, porém com o mesmo objetivo, reduzir a energia total do

sistema. A seguir são apresentados de forma resumida os mecanismos de encruamento, recuperação, recristalização e crescimento de grão, os quais atuam nas etapas de aquecimento, deformação e resfriamento do PTM.

2.4.1 Mecanismos de amaciamento

Mecanismos de amaciamento ocorrem durante a etapa de aquecimento e deformação e são caracterizados por uma queda na resistência do material através da redução e/ou rearranjo das discordâncias presentes na microestrutura.

Apesar do encruamento ser um mecanismo que aumenta a densidade de discordâncias, ele é fundamental para a ocorrência de qualquer um destes mecanismos de amaciamento e, portanto, foi incluído nesta seção.

2.4.1.1 Encruamento

O encruamento pode ser definido como o aumento da densidade de discordâncias no material devido a aplicação de deformações plásticas que resultam em um aumento de resistência mecânica. Nos aços, e na grande maioria dos metais, a deformação é quase totalmente convertida em calor, apenas uma pequena parcela (aproximadamente 1%) é armazenada no material, na forma de discordâncias. Para que o material consiga ser deformado, as discordâncias obrigatoriamente necessitam se mover. O aumento de resistência é consequência do aumento da dificuldade de movimentação das mesmas causado pelos obstáculos na microestrutura, como átomos em solução, precipitados, contornos de grãos e principalmente outras discordâncias, as quais são inseridas no material durante a deformação (HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017).

Quando aplicado em temperaturas abaixo da temperatura de recristalização, o aumento de resistência mecânica gerado pelo encruamento pode ser visto como um processo de endurecimento. e é amplamente usado industrialmente em aços inoxidáveis austeníticos-ferríticos na fabricação de hastes e fios com elevado limite de escoamento por exemplo (VERLINDEN et al., 2007). Porém, neste caso, o encruamento é realizado em temperaturas nas quais o material é submetido a pouco ou nenhum efeito dos mecanismos de amaciamento. Com o aumento da temperatura, mecanismos como recuperação tornam-se mais efetivos, afetando a densidade de discordâncias.

2.4.1.2 Recuperação

É o primeiro mecanismo que atua na microestrutura durante o aquecimento. Nele, ocorre redução da energia armazenada no material por meio da aniquilação de discordâncias opostas e por rearranjo de discordâncias em uma configuração de menor energia. Este rearranjo, também chamado de poligonalização, consiste no agrupamento de discordâncias em forma de contornos de baixo ângulo. Devido a este rearranjo e não aniquilação, a recuperação restaura apenas parcialmente as propriedades originais do material.

A Energia de Falha de Empilhamento (EFE) é uma propriedade do material que determina a facilidade ou dificuldade das discordâncias se desassociarem em falhas de empilhamento (HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017). Em fases com alta energia de falha de empilhamento (EFE), como no caso da ferrita ($Fe-\alpha$), as discordâncias se movem com mais facilidade, diminuindo a desassociação das discordâncias favorecendo a recuperação. Por outro lado, em fases com baixa EFE, como no caso da austenita ($Fe-\gamma$), o movimento das discordâncias é mais limitado, reduzindo o efeito da recuperação e favorecendo a recristalização.

É importante destacar que a recuperação não afeta a microestrutura visualizada por microscopia óptica e, apesar de afetar as discordâncias, seu efeito sobre propriedades como dureza e densidade de discordâncias é pequeno e de difícil quantificação (VERLINDEN et al., 2007).

Os efeitos da recuperação podem ocorrer sem a ação da deformação atuando nas discordâncias introduzidas no material previamente, a qual é definida como Recuperação Estática (RPE), ou pode ocorrer simultaneamente à deformação em alta temperatura, sendo denominada Recuperação Dinâmica (RPD), porém, como já mencionado, é menos efetiva na austenita, onde o principal mecanismo de amaciamento é a recristalização.

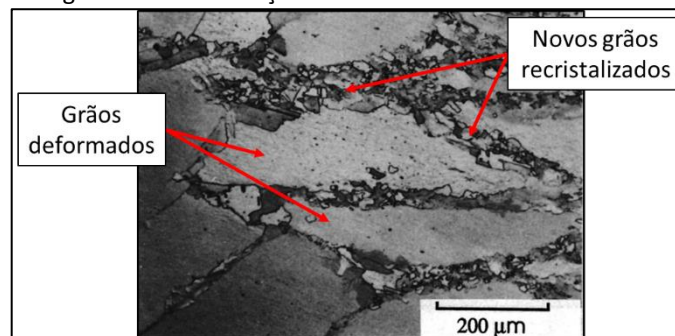
2.4.1.3 Recristalização

Na austenita, conforme a deformação evolui, a recuperação dinâmica não é suficiente para reduzir a energia do sistema, provocando um acúmulo na densidade de discordâncias até um valor crítico, deformação crítica (ϵ_c), a qual permite o início do mecanismo de recristalização.

A recristalização é uma das principais ferramentas utilizadas no refinamento de grão durante deformações a quente. Pode-se definir a recristalização como a formação de novos grãos livres de deformação em uma microestrutura deformada, por meio da formação e migração de contornos de grão de alto ângulo devido a energia armazenada no material pela deformação (DOHERTY et al., 1997). A recristalização usualmente atuante em processos convencionais de deformação a quente é também denominada recristalização descontínua e pode ser separada em duas etapas, nucleação e crescimento. Na nucleação, os primeiros novos grãos com baixa energia interna surgem no grão deformado os quais em seguida crescem, consumindo os grãos antigos.

De forma geral, a recristalização descontínua não ocorre de forma homogênea na grande maioria dos processos de deformação a quente, razão pela qual é chamada como descontínua. Nela, a nucleação ocorre preferencialmente em contornos com alta desorientação devido a sua maior mobilidade. Como consequência a etapa de nucleação ocorre nos sub-grãos próximos dos contornos de grão da austenita e não em seu interior, onde os sub-grãos possuem baixa desorientação, formando novos grãos ao redor do grão antigo deformado, conforme exemplificado na Figura 4. Outras regiões da microestrutura também podem servir de fonte para o início da recristalização, como bandas de cisalhamento e precipitados (HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017).

Figura 4. Recristalização descontínua em cobre a 400 °C.



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

Apesar da recristalização descontínua ser representativa de grande quantidade de processos, quando altos graus de deformação são aplicados, mudanças significativas ocorrem na recristalização. Com o surgimento de técnicas de Deformação Plásticas Severa (*SPD*) como Extrusão em Canal Angular (*ECAP*) e Torção sob Alta Pressão (*HPT*), mecanismos ditos como recristalização contínua e/ou recristalização geométrica entram em ação, os quais possibilitam a obtenção de microestruturas com refinamento muito superior as obtidas por

recristalização descontínua (HUANG; LOGÉ, 2016). É importante levar em consideração que estes mecanismos ainda não são completamente compreendidos e por não serem representativas do presente trabalho são apenas mencionadas ao leitor. No presente trabalho, o principal mecanismo de recristalização atuante é a recristalização descontínua, desta forma, toda vez que o processo de recristalização for abordado no trabalho será referente a este mecanismo.

A recristalização descontínua é também classificada conforme a deformação atua. Quando a mesma ocorre sem a presença de deformação, ela é dita estática (RXS). Quando a recristalização ocorre durante a deformação ela é chamada de recristalização dinâmica (RXD) e quando a recristalização se inicia durante a deformação e continua sem a presença da deformação ela é classificada como metadinâmica (RXMD) (VERLINDEN et al., 2007).

Diversos fatores afetam a RXD, os quais podem retardar ou acelerar este mecanismo. A seguir, são apresentados os principais fatores que afetam a recristalização durante deformações a quente:

1. Tamanho do grão austenítico inicial: Contornos de grãos são sítios preferenciais para a nucleação da recristalização, portanto, quanto maior o grão, menos núcleos serão criados, atrasando o processo (HUANG; LOGÉ, 2016).
2. Deformação: A deformação é o mecanismo que fornece a força motriz necessária para a recristalização, porém ela é iniciada apenas quando uma determinada ϵ_c é atingida. A deformação também promove a formação de bandas de cisalhamento, a qual também servem de ponto de nucleação (HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017).
3. Temperatura e taxa de deformação: A recristalização é facilitada com o aumento da temperatura e a redução na taxa de deformação, afetando diretamente a ϵ_c . O efeito destas duas variáveis na recristalização é usualmente expressada pelo parâmetro Zener-Hollomon (Z) (SAKAI et al., 2014).
4. Partículas de segunda fase: Quando partículas de segunda fase são finamente dispersas na microestrutura austenítica, elas tendem a reduzir o crescimento de grão e atrasar a recristalização devido ao ancoramento de Zener. Por outro lado, partículas grosseiras tendem a acelerar a recristalização, efeito conhecido como Nucleação Estimulada por Partículas (NEP) (HUANG; LOGÉ, 2016).

2.4.1.4 Crescimento de grão

Após a austenitização do aço durante aquecimento e na etapa de resfriamento após a etapa de deformação ainda no campo austenítico, o principal mecanismo atuante na microestrutura é o crescimento de grão. O crescimento de grão pode ser definido como um processo contínuo de redução da energia superficial de contorno de grão do sistema por meio do crescimento dos grãos da microestrutura (HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017).

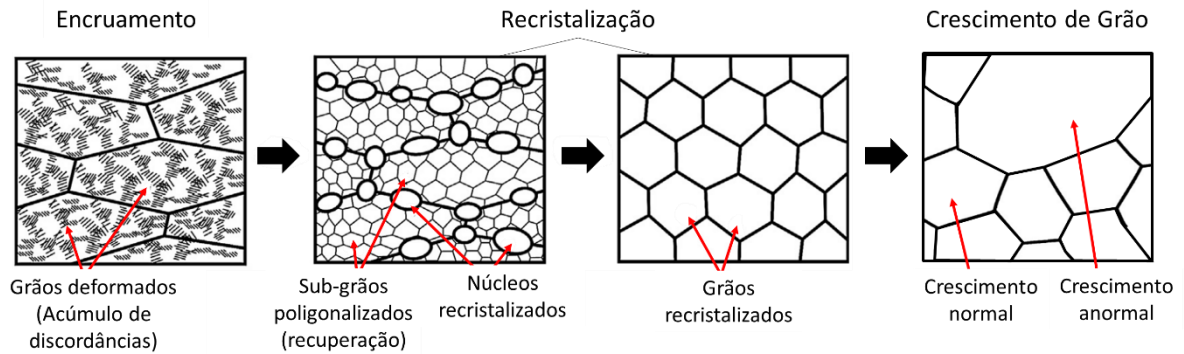
Este mecanismo é classificado de duas formas: No Crescimento de Grão Normal (CGN) os grãos crescem consumindo grãos sem potencial de crescimento mantendo uma microestrutura com granulometria uniforme. No Crescimento de Grão Anormal (CGA) alguns grãos crescem consumindo os grãos da matriz, atingindo um tamanho muito maior e resultando em uma microestrutura heterogênea (SHIRDEL; MIRZADEH; PARSA, 2014).

Em aços microligados, elementos como Al, Ti, V e Nb são comumente utilizadas na composição química para a formação de carbonetos e nitretos (TOTTEN; XIE; FUNATANI, 2003), os quais, quando presentes na microestrutura exercem um ancoramento dos contornos, dificultam o crescimento de grão, esse efeito também é chamado de Ancoramento de Zener (ZENER, 1949).

A temperatura é um fator de grande influência no crescimento de grão, pois promove o aumento da energia interna para a movimentação dos átomos e crescimento do grão. Temperaturas muito elevadas, além de acelerar o crescimento promovem a dissolução parcial ou total dos precipitados, reduzindo o efeito de Ancoramento de Zener. A dissolução destas partículas de segunda fase é um dos principais responsáveis para o CGA (DENNIS; BATE; HUMPHREYS, 2007; FERNÁNDEZ; ILLESCAS; GUILMANY, 2007; RAZZAK et al., 2014).

A Figura 5 apresenta de forma ilustrativa o efeito dos mecanismos de encruamento, recuperação, recristalização e crescimento de grão, os quais ocorrem no material durante e após o forjamento a quente.

Figura 5. Resumo dos principais fenômenos metalúrgicos que ocorrem no material durante forjamento a quente.



Fonte: (SAKAI et al., 2014), adaptado.

2.4.2 Austenita

Durante a etapa de resfriamento de um PTM a austenita da origem a uma gama de microestruturas, as quais determinam as propriedades mecânicas dos aços. Desta forma, o condicionamento dado a austenita durante a etapa de forjamento afeta significativamente as transformações de fase que ocorrem durante essa etapa e, conseqüentemente, as propriedades finais dos componentes obtidos por esta rota (KRAUSS, 2005).

De forma geral, a melhora nas propriedades mecânicas pode ser obtida pelo aumento da área superficial de contorno de grão da austenita (S_v). Este aumento pode ser obtido de duas formas, por recristalização ou alongamento (*pancaking*). Na recristalização, novos grãos são criados resultando em uma microestrutura mais refinada em comparação a inicial e conseqüentemente maior S_v . No alongamento, as deformações são aplicadas em temperaturas nas quais a austenita não recristaliza. Como resultado, os grãos austeníticos são alongados, o que resulta também em um aumento de S_v (DEARDO, 2003).

A redução do tamanho de grão austenítico ou alongamento de forma geral, tendem a acelerar a etapa inicial da cinética de transformações de fase por gerar um maior número de possíveis sítios de nucleação das fases durante o resfriamento (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2006; CELADA-CASERO; SIETSMA; SANTOFIMIA, 2019; FONSTEIN, 2016).

Além da mudança da cinética de transformação, a redução no tamanho de grão da austenita também afeta significativamente as propriedades mecânicas do material. Em aços com grande quantidade de ferrita, o refino de grão implica diretamente em um aumento de resistência mecânica, bem conhecido pela equação de Hall-Petch (HALL, 1951; PETCH, 1953). Em aços perlíticos, o refino de grão reduz o espaçamento entre as lamelas e melhora as

propriedades de resistência à fratura (HYZAK; BERNSTEIN, 1976). Devido à natureza adifusional da martensita, o refino do grão causa um efeito direto no refino dos pacotes de martensita (SWARR; KRAUSS, 1976). Por outro lado, o benefício do refino do grão austenítico em aços com microestrutura bainítica é menos efetivo (BHADESHIA, 2015; RANCEL et al.,2011). Apesar de grãos austeníticos menores contribuírem para a redução no tamanho dos pacotes de bainita, a resistência da bainita está mais relacionada ao espaçamento entre as ripas de bainita, e este espaçamento é sensivelmente afetado pela temperatura de transformação isotérmica ou, no caso de resfriamento contínuo, a taxa de resfriamento a qual o material é submetido.

Devido a decomposição da austenita durante o resfriamento, o grão austenítico não é diretamente observável em temperatura ambiente. Devido a isto, ele é comumente chamado de Tamanho de Grão Austenítico Prévio (TGAP). Para poder visualizá-lo são aplicadas técnicas metalográficas específicas já bem documentadas na literatura (ASTM INTERNATIONAL, 2015; COLPAERT, 2008). Uma das principais técnicas utilizadas para aços de baixo e médio carbono é a aplicação de uma solução saturada de ácido pícrico com agente tensoativo. A desvantagem desta técnica é que a microestrutura do aço necessita ser martensítica, portanto, caso a microestrutura inicial seja outra, é necessário realizar tratamentos térmicos em baixa temperatura de austenitização antes de revelar os contornos dos grãos austeníticos. A quantificação do TGAP é regida pela norma ASTM E112 (2013), a qual apresenta diversos métodos para a determinação do grão. Além disso, é comum abordar o TGAP de forma quantitativa. Portanto, é necessário realizar uma abordagem estatística para validação dos resultados.

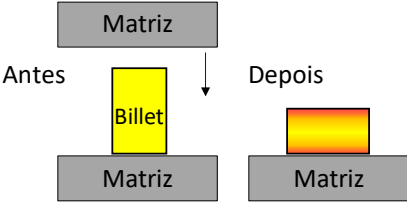
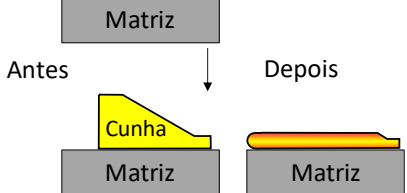
2.5 ENSAIOS DE FORJABILIDADE

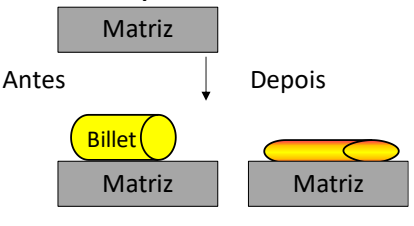
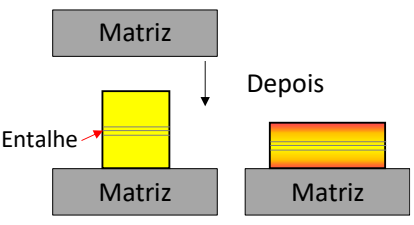
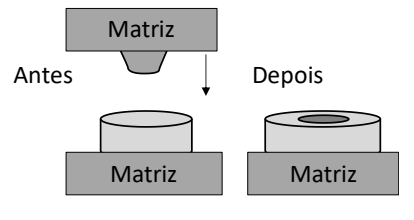
Os mecanismos de amaciamento atuantes na microestrutura durante a deformação a quente ditam o qual deformável o material é durante o forjamento, por exemplo. Segundo (ALTAN; NGAILE; SHEN, 2005), a Trabalhabilidade ou Forjabilidade, especificamente para processos de forjamento, pode ser definida como a facilidade de dar forma a um material por meio de deformações plásticas sem o surgimento de defeitos. Porém, nesta definição, apenas aspectos macroscópicos são levados em consideração como insuficiente preenchimento de matriz, trincas, etc.

Uma definição mais adequada considera a forjabilidade como um aspecto tecnológico (DIETER; KUHN; SEMIATIN, 2003), que reúne problemas relacionados às propriedades mecânicas e microestrutura do material deformado, como também lubrificação e ferramental utilizado no processo. Como principais problemas relacionados a lubrificação e ferramental pode ser mencionado o desgaste excessivo das ferramentas, design impróprio de matrizes e tensões de processo muito elevadas devido ao emprego incorreto de lubrificantes. No caso do material deformado, diversos problemas podem surgir no componente como microestrutura final indevida, incorreto fluxo de material e TGAP não homogêneo. Tais defeitos resultam em propriedades mecânicas impróprias para o componente em questão, gerando refugo ou retrabalho, sendo vistos como um problema de forjabilidade também.

Para solucionar estes problemas, uma extensiva pesquisa deve ser realizada no material e processo para determinação da correta janela de processamento do material. Como ferramenta desta pesquisa, diversos tipos de ensaios podem ser empregados, cada um com o objetivo de compreender um aspecto relacionado ao processo (VERLINDEN et al., 2007). A Tabela 2 apresenta os principais tipos de ensaios de forjabilidade com uma breve descrição do objetivo de cada um.

Tabela 2. Principais ensaios de forjabilidade.

Ensaio de forjabilidade	Descrição
<p data-bbox="432 1328 555 1361">Recalque</p> 	<p data-bbox="732 1350 1431 1675">Ensaio de compressão a quente de <i>billet</i> cilíndrico com perdas térmicas devido à convecção com ar e condução para matrizes. Possibilita caracterizar a curva de escoamento do material e identificar regiões de baixo fluxo de material devido ao atrito e perdas térmicas.</p>
<p data-bbox="448 1697 539 1731">Cunha</p> 	<p data-bbox="732 1720 1431 1933">Ensaio de compressão a quente de <i>billet</i> em forma de cunha. Permite caracterizar o efeito de diversos graus de deformação e taxa de deformação no material em apenas um corpo de prova.</p>

<p>Compressão lateral</p> 	<p>Consiste na compressão de um <i>billet</i> no sentido horizontal. Normalmente realizado em matrizes planas. Efetivo para o estudo de trincas superficiais em forjados</p>
<p>Barra com entalhe</p> 	<p>Barras com entalhe perpendicular ao sentido do carregamento, com o intuito de ser um concentrador de tensões para o estudo de nucleação e propagação de trincas.</p>
<p>Cone truncado</p> 	<p>Indentação de uma matriz cônica em um corpo de prova cilíndrico. Relevante para o estudo de propagação de trincas superficiais e subsuperficiais em forjamento a frio.</p>

Fonte: (VERLINDEN et al., 2007), adaptado.

Em função do escopo do trabalho, será abordado de forma mais detalhada os ensaios de recalque a quente e de cunha, suas vantagens e principais informações possíveis de serem obtidas do material por meio destes ensaios.

2.5.1 Ensaios de recalque a quente

O recalque a quente é um dos ensaios mais comuns empregados no estudo de forjabilidade e conforme já mencionado na Tabela 2, consiste na compressão direta em matriz plana de um *billet* cilíndrico de geometria simples. Com a minimização do atrito, é possível determinar as tensões de escoamento ao longo do ensaio por meio da obtenção de curvas força – deslocamento que são transformadas em curvas de tensão e deformação verdadeiras. Assumindo um cilindro, volume inicial (V_1), e portanto, área circular inicial (A_1) e altura inicial (h_1) pela lei da constância de volume, o volume final (V_2) após uma deformação deve ser igual e considerando um processo de compressão sem atrito, a geometria cilíndrica é mantida por todo processo, desta forma, é possível realizar a seguinte suposição:

$$V_1 = V_2 \rightarrow A_1 \cdot h_1 = A_2 \cdot h_2 \therefore A_2 = \frac{A_1 \cdot h_1}{h_2} \quad (1)$$

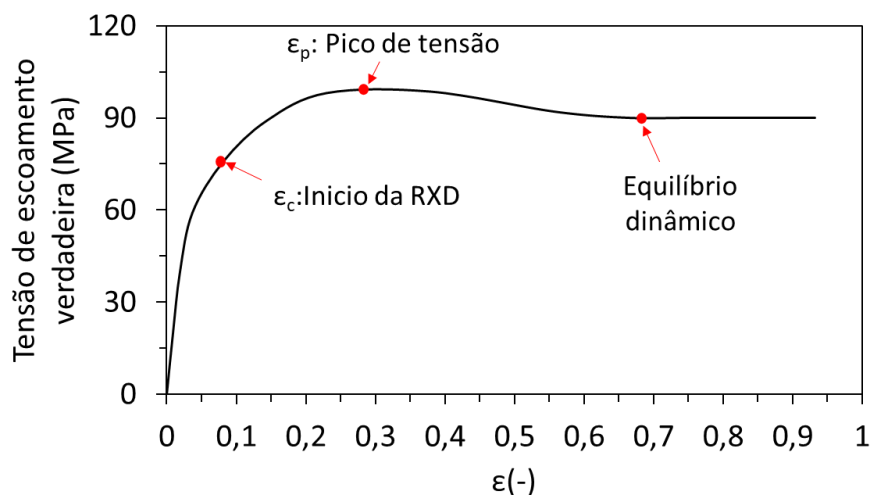
Se considerarmos que V_2 é um volume a cada instante durante a compressão, é possível obter a área instantânea em função apenas de A_1 , h_1 e a altura instantânea (h_2). Realizando a aquisição dos esforços por meio de uma célula de carga e deslocamento por LVDT (*Linear variable differential transformer*) é possível estimar as tensões geradas no corpo de prova e determinar a curva de escoamento do processo conforme:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (2)$$

$$\varepsilon = \ln \left| \frac{h_1}{h_2} \right| \quad (3)$$

É preciso considerar que este método se trata de uma aproximação devido a presença de atrito no ensaio a qual provoca deformações não homogêneas, causando o embarrilhamento do *billet* durante o ensaio (ALTAN; NGAILE; SHEN, 2005; HANDBOOK, 1993). A Figura 6 apresenta uma curva de escoamento característica de um aço submetido a recristalização dinâmica em baixa taxa de deformação.

Figura 6. Curva de escoamento ilustrativa de um ensaio de compressão a quente.



Fonte: Autor.

A microestrutura austenítica prévia a deformação afeta significativamente a forma da curva. O TGAP inicialmente é muito grande a curva apresentará oscilações de tensões ao longo do escoamento, resultando em vários picos (SAKAI; JONAS, 1984). Caso a deformação seja aplicada muito lentamente, a curva de escoamento também poderá apresentar estas oscilações, porém, com o aumento da taxa estas oscilações dão origem a um único pico mais largo. Figura 6 apresenta uma curva de escoamento ilustrativa característica de um material com microestrutura inicial não muito grosseira e taxa de deformação média, a qual é

caracterizada por resulta em apenas um pico, seguido por uma tensão de escoamento constante.

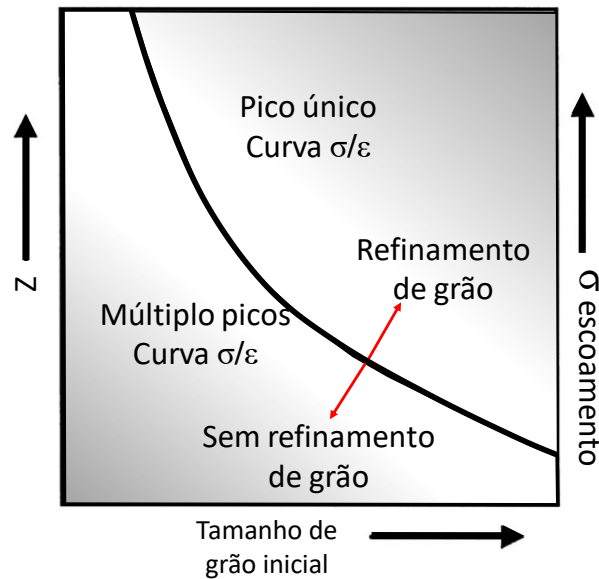
No início, a deformação reflete-se em apenas um encruamento dos grãos, alongando-os, resultando em um rápido aumento na tensão de escoamento do material. Conforme a deformação avança, a inclinação da curva diminui, indicando o contrabalanço do encruamento pela atuação da recuperação nos grãos encruados e os primeiros núcleos de recristalização surgem (ϵ_c) no material. A recristalização vai evoluindo, reduzindo a ação do encruamento na tensão de escoamento até se atingir um pico onde a contribuição do encruamento para o aumento de resistência é totalmente contrabalanceada pela recristalização e recuperação. A partir deste ponto, a tensão de escoamento do material reduz até atingir um patamar o qual se mantém constante até o fim do processo. Nesta etapa, o acúmulo de discordâncias gerado pelo encruamento é mantido em um valor constante pela atuação da recristalização (VERLINDEN et al., 2007).

O aumento da taxa de deformação provoca, na média, um aumento nas tensões de escoamento. Por outro lado, a temperatura tem um comportamento inverso, reduzindo as tensões de escoamento conforme a mesma é aumentada. Estes dois parâmetros são comumente relacionados pela equação de Zener-hollomon:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

Onde Q é a energia de ativação em deformação plástica em kJ/mol, $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação em s^{-1} , R é a constante universal dos gases em J/mol.K e T é a temperatura de deformação em Kelvin. Baixos valores de Z representam processos que ocorrem em alta temperatura e baixa taxa de deformação. Altos valores de Z indicam processo em menor temperatura e maior taxa de deformação. A Figura 7 ilustra o efeito do TGAP inicial e do parâmetro Z no escoamento do material.

Figura 7. Efeitos de diversos parâmetros na curva de escoamento.



Fonte: (SAKAI; AKBEN; JONAS, 1983), adaptado.

SAKAI; AKBEN; JONAS, (1983) mostram que, dado um tamanho de grão inicial, baixos valores de parâmetro Z da origem em um perfil de curva de escoamento com vários picos a qual não resulta em refinamento do grão. A Figura 7 apresenta esta relação entre o parâmetro Z o TGAP inicial com a tensão de escoamento e o refinamento da microestrutura. Para resultar em um refinamento, o parâmetro Z necessita ser alto para resultar em uma curva de escoamento caracterizada por apenas um único pico.

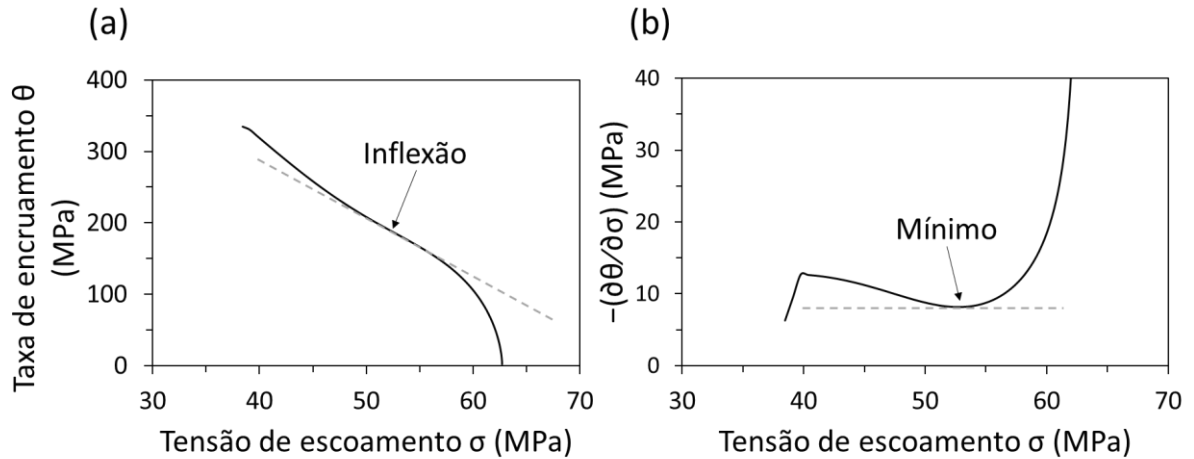
A partir das curvas de tensão vs deformação verdadeira de recalque ou ensaios de compressão a quente, a deformação crítica para o início da recristalização dinâmica pode ser determinada através do método da dupla derivação proposta inicialmente por Poliak e Jonas (POLIAK; JONAS, 1996). Nesta abordagem o encruamento ou taxa de encruamento é definido como a inclinação da curva de escoamento, eq.(5), onde θ é a taxa de encruamento, σ a tensão de escoamento e ε a deformação verdadeira.

$$\theta = \partial\sigma/\partial\varepsilon \quad (5)$$

A Figura 8(a) apresenta uma plotagem de uma curva θ em função de σ , nela, o ponto de inflexão corresponde ao momento o qual se inicia a recristalização. Esta inflexão é melhor identificada como o ponto mínimo da plotagem $-(\partial\theta/\partial\sigma)$ em função de σ , conforme pode ser melhor identificado na Figura 8(b) (MCQUEEN et al., 1995). Este valor mínimo corresponde a uma tensão crítica e representa o momento no qual a taxa de encruamento é mínima, e o ponto onde o mecanismo de recristalização dinâmica se inicia. Esta análise é válida para testes

como compressão, tração e torção, sendo aplicável também em ensaios com taxas de deformações variáveis (GHOSH; BASABE; JONAS, 2013; NAJAFIZADEH; JONAS, 2006; SAKAI et al., 2014; WANG et al., 2018; ZHANG et al., 2014).

Figura 8. (a) Curva taxa de encruamento vs tensão de escoamento (b) derivada da taxa de encruamento $-(\partial\theta/\partial\sigma)$ vs tensão de escoamento.

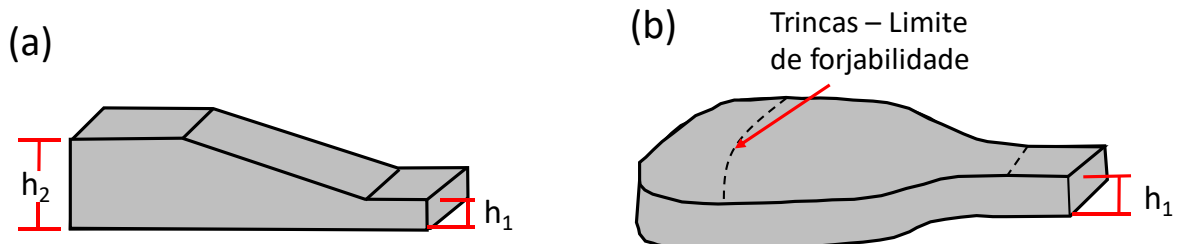


Fonte: Autor.

2.5.2 Ensaios de cunha a quente

O ensaio de cunha, consiste na compressão, usualmente à quente, de corpos de prova conforme ilustrado na Figura 9(a) que, devido as variações de altura: h_1 e h_2 em seu formato de cunha, quando deformados geram um gradiente de deformações ao longo do comprimento do corpo de prova (Figura 9(b)). Esta ampla faixa de deformações em um único corpo de prova, possibilita identificar limites de trabalhabilidade suportadas pelo material pela identificação de trincas superficiais, conforme ilustrado na Figura 9(b), em uma determinada temperatura, influência da deformação na microestrutura austenítica e o reflexo disto na formação de cada fase e microestrutura do material.

Figura 9. (a) Corpo de prova de cunha usinado (b) Cunha forjada.



Fonte: (DIETER; KUHN; SEMIATIN, 2003), adaptado

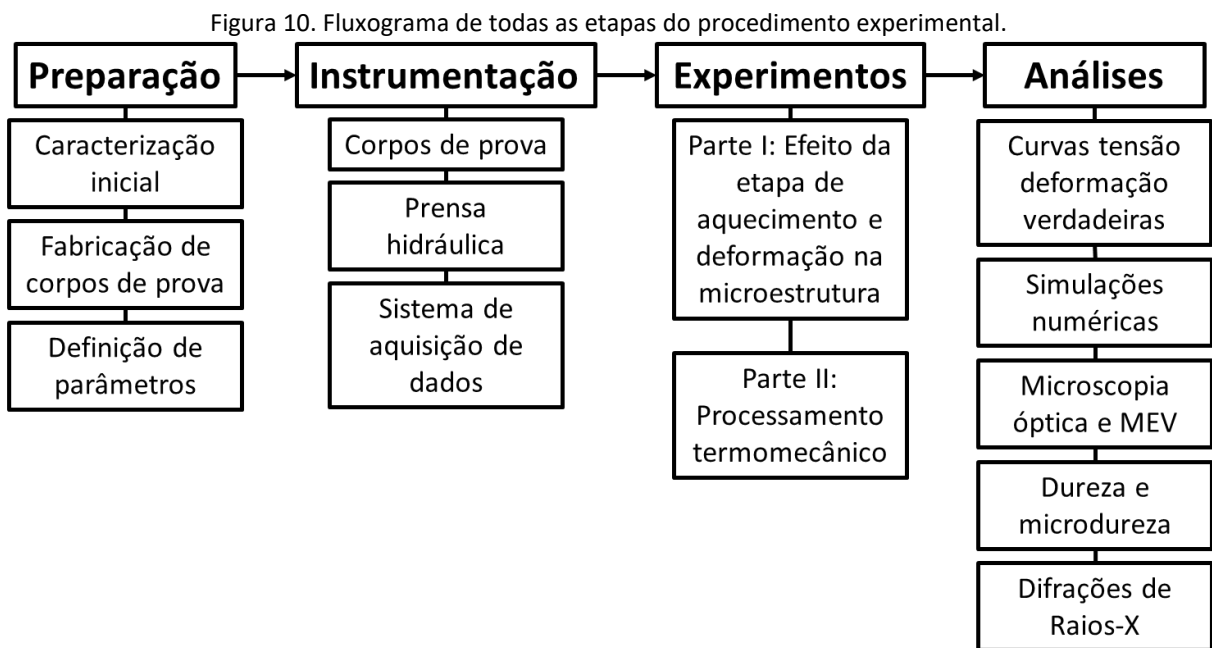
Tais características quando complementadas por simulação numérica, tornam o ensaio de cunha um método capaz de fornecer informações significativas do material as quais

auxiliam na determinação da correta janela de processamento do material em um PTM (ASM, 1993; DIETER; KUHN; SEMIATIN, 2003; VERLINDEN et al., 2007).

PARSA et al., (2008) apresentaram um estudo no qual combinam ensaios de cunha a quente e simulação numérica em um aço ao Ni de alta resistência com o objetivo de investigar a viabilidade deste tipo de ensaio para a determinação de deformações críticas para a recristalização e surgimento de trincas. Em um outro trabalho, o teste de cunha foi empregado na avaliação da forjabilidade de uma liga de Ti, com o objetivo de avaliar o efeito da temperatura, deformação e taxa de deformação velocidade e grau de deformação no volume de fase alfa primária na liga (MIRAHMADI; HAMED; HABIBI PARSA, 2014).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A Figura 10 apresenta de forma resumida as etapas da metodologia adotadas no presente trabalho. Inicialmente foram realizadas análises de composição química do aço estudado, preparação dos corpos de prova e definição dos parâmetros dos experimentos os quais serão detalhados nos itens subsequentes. Antes da realização dos experimentos, as amostras e prensa hidráulica foram instrumentadas para obter um controle e repetibilidade experimental.



Fonte: Autor.

Os experimentos foram separados em duas partes: Na primeira parte foi investigado o crescimento de grão na etapa de aquecimento por meio de tratamentos térmicos e o efeito da deformação na microestrutura do material através de ensaios de forjabilidade de cunha; Na segunda parte, foram realizados experimentos termomecânicos de recalque a quente de *billets* cilíndricos de volume representativo de um componente mecânico. Após a realização dos experimentos, curvas de escoamentos dos *billets* forjados foram analisadas e simulações numéricas dos forjamentos das cunhas foram realizadas. As amostras resultantes dos experimentos da etapa I e II foram caracterizadas metalurgicamente por meio de MO, MEV e difrações de raios-X (DRX).

3.1 PREPARAÇÃO

3.1.1 Material

No trabalho foi utilizado o aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (HSX 130HD), fornecido pela empresa suíça Swiss Steel. Em seu estado como recebido, o aço encontra-se na forma de tarugo com seção circular de 43 mm laminado a quente e resfriado ao ar. A Tabela 3 apresenta a composição química do aço obtida por espectrometria de emissão óptica por centelha. Apesar da nomenclatura DIN, o aço não possui uma norma específica com tolerâncias de composição química.

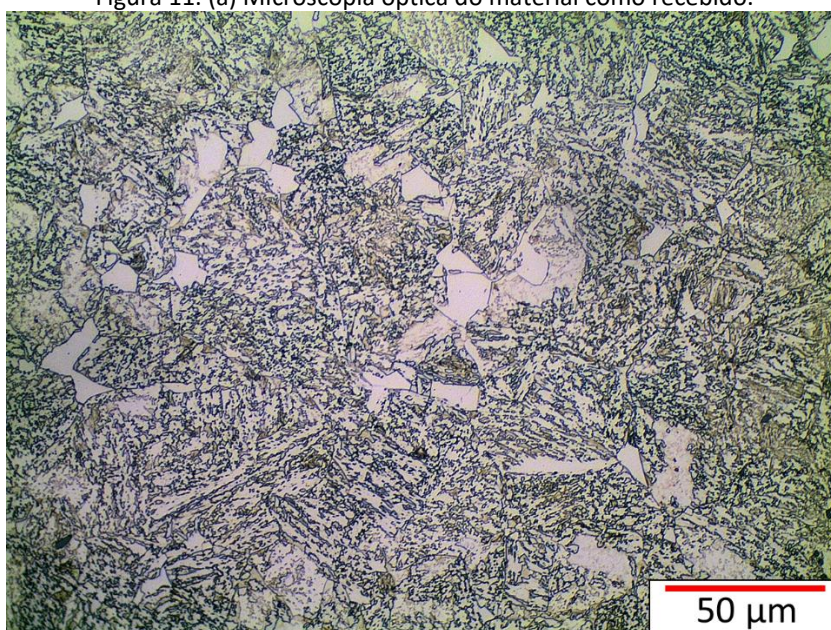
Tabela 3. Composição química do aço empregado (% em massa dos elementos químicos).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Sn	Al	Ti	N	Fe
0.18	1.12	1.53	0.01	0.02	0.13	1.20	0.12	0.23	0.01	0.01	0.01	0.01	Balanço

Fonte: Autor.

O material pode ser considerado como um aço de baixo carbono e baixa liga com teores inferiores a 2% de Mn, Cr e Si, este último é o principal elemento que classifica este material como um aço bainítico. Além destes elementos, baixos teores de Al, Ti, N, foram identificados, considerados como microligantes. A Figura 11 apresenta a microestrutura do aço como recebido, resfriado a aproximadamente 1 °C/s após laminação, constituído por Ferrita Poligonal (FP) e Bainita Granular (BG).

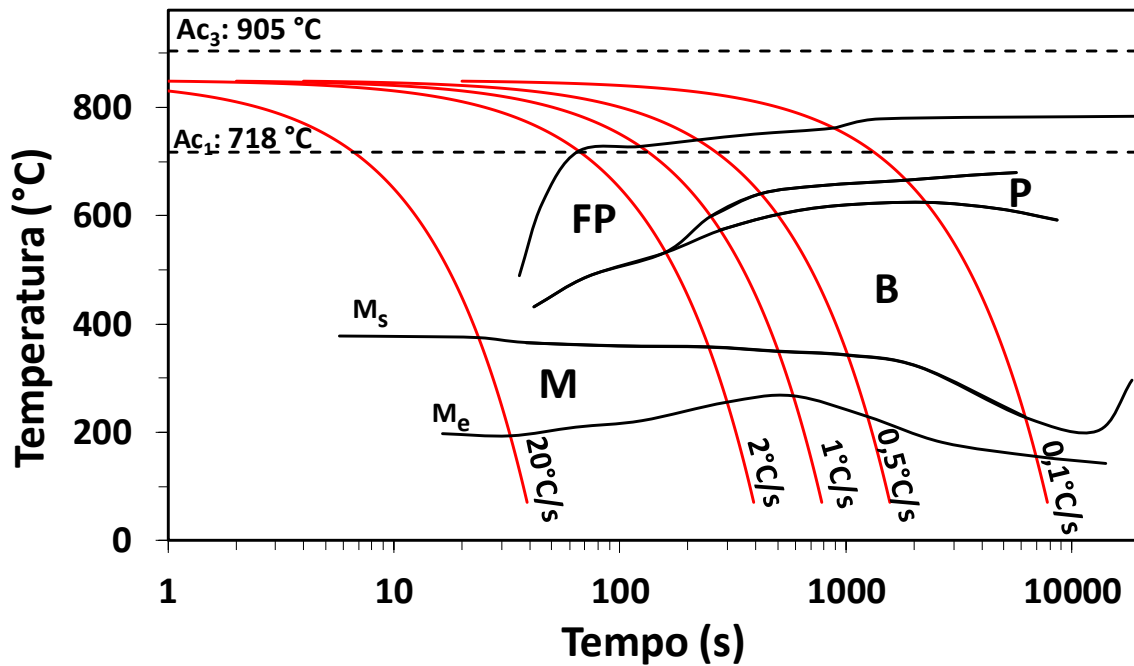
Figura 11. (a) Microscopia óptica do material como recebido.



Fonte: Autor.

A Figura 12 apresenta a curva de transformação contínua (CCT) do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 obtida por ensaios de dilatométrica realizados pela empresa Swiss Steel. Apesar do resfriamento a 1°C/s cruzar a região da perlita, o microconstituente não foi identificado na microestrutura como recebido

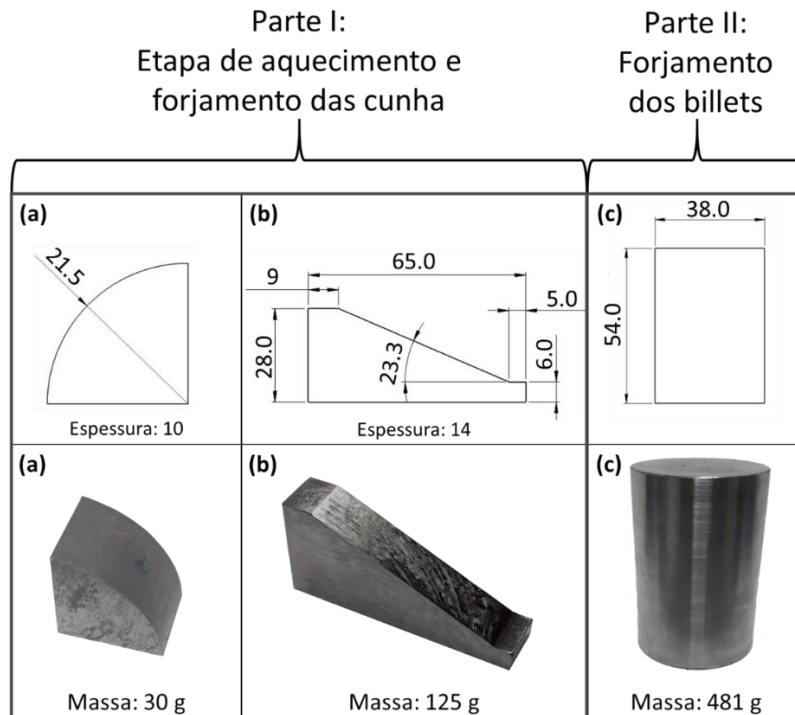
Figura 12. Curva CCT do aço DIN 18MnCrSiMo6-4 (FP: Ferrita Poligonal; P: Perlita; B: Bainita; M: Martensita; Ms: Martensita start; Me: Martensita end).



3.1.2 Corpos de prova

Conforme Figura 13, foram usinados três tipos de corpos de prova para execução do trabalho. Para a parte I, foram empregados os corpos de prova (a) e (b) para o estudo da etapa de aquecimento e efeito da deformação, respectivamente. Na parte II foram realizados forjamentos de uma geratriz (billet) cilíndrica (c). No total, foram utilizados neste trabalho 14 corpos de prova tipo (a), 7 corpos de prova tipo (b) e 7 corpos de prova tipo (c).

Figura 13. Corpos de prova (C.P). Parte I – (a) etapa de aquecimento; (b) Cunha. Parte II – (c) billet cilíndrico. Dimensões em milímetros.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.2 INSTRUMENTAÇÃO

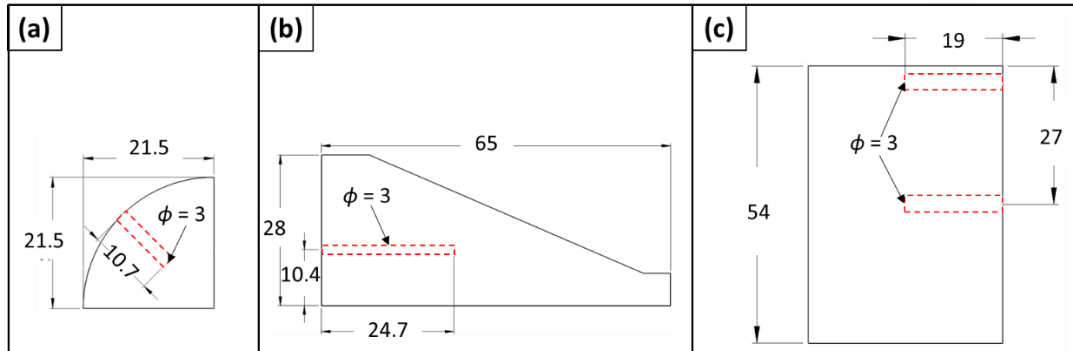
Durante os ensaios, todos os dados obtidos de parâmetros de austenitização, perdas térmicas, deslocamento e carga de forjamento foram monitorados por meio do sistema de aquisição de dados Spider 8 e *Software* Catman da HBM. Todas etapas de aquecimento foram realizadas em um forno resistivo da marca SANCHES®, e o forjamento realizado em uma prensa hidráulica de capacidade máxima de 392kN (40 tonf) com velocidade média de 6 mm/s. A seguir é detalhada a instrumentação empregada em cada tipo de corpo de prova e equipamentos utilizados nos experimentos.

3.2.1 Austenitização

Para cada condição, um corpo de prova falso instrumentação com termopares foi inserido no forno junto com as amostras do experimento com objetivo de quantificar as rampas de aquecimento e perdas térmicas durante a transição forno-prensa, não sendo considerado as perdas térmicas durante o forjamento. Nos experimentos da etapa I, um termopar tipo K foi inserido nos corpos de prova de forma que a junta quente ficasse posicionada no núcleo. Para as amostras utilizadas na parte II, foi utilizado 2 termopares tipo

K, um no núcleo e outro na superfície. A Figura 14 apresenta de forma mais clara as posições dos termopares em cada tipo de corpo de prova.

Figura 14. Posições dos termopares nas amostras em vermelho. Dimensões em milímetros.



Fonte: Autor.

No total, foram utilizados no trabalho quatro temperaturas de aquecimento: 905 °C, 1000 °C, 1100 °C e 1200°C. Todos os grupos de experimentos foram submetidas a mesma metodologia de rampa de aquecimento. Nela, após o interior do forno ter atingido a temperatura determinada, um corpo de prova instrumentado, utilizado para o monitoramento da temperatura, foi inserido no forno junto com a amostra utilizada no experimento. Para cada temperatura de aquecimento, o tempo mínimo de encharque ($t_{e_{min}}$) necessário para o núcleo da amostra atingir a temperatura foi diferente, variando também devido a geometria do billet, conforme Tabela 4.

Tabela 4. Tempo mínimo de encharque necessário para cada geometria em função da temperatura de aquecimento.

Temperatura de aquecimento (°C)	Mínimo de encharque (min)		
	(a)	(b)	(c)
A _{e3} : 905	9	-	-
1000	6	11	15
1100	5	6	10
1200	4	5	9

Fonte: Autor.

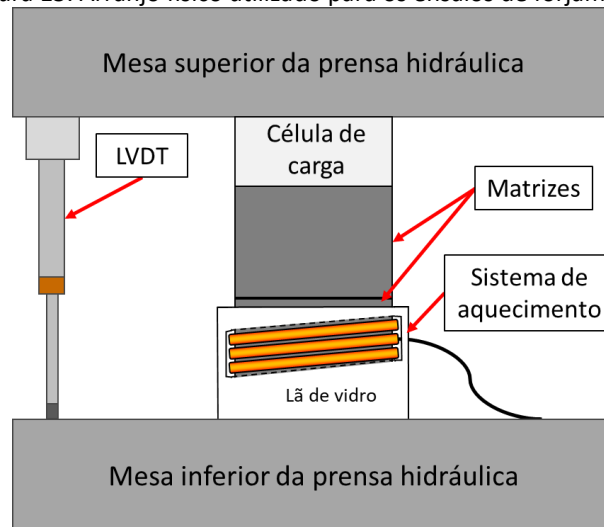
3.2.2 Prensa hidráulica

A prensa hidráulica utilizada nos experimentos foi equipada com matrizes planas de aço ABNT H13 temperado e revenido, LVDT, célula de carga e um sistema de aquecimento de matrizes. Após 1h de aquecimento, a matriz inferior atingiu 250 °C e a superior 180 °C. Esta diferença de temperatura se deu pelo fato de o sistema de aquecimento estar fixado apenas

na matriz inferior. Desta forma, antes dos experimentos, as matrizes foram mantidas em contato, para ocorrer transferência de calor da matriz inferior para a superior.

A Figura 15 apresenta um desenho esquemático da configuração dos equipamentos na prensa utilizada nos experimentos. Esta configuração foi aplicada tanto para os forjamentos das cunhas na parte I como também para o PTM dos billets utilizados na parte II do trabalho

Figura 15. Arranjo físico utilizado para os ensaios de forjamento.



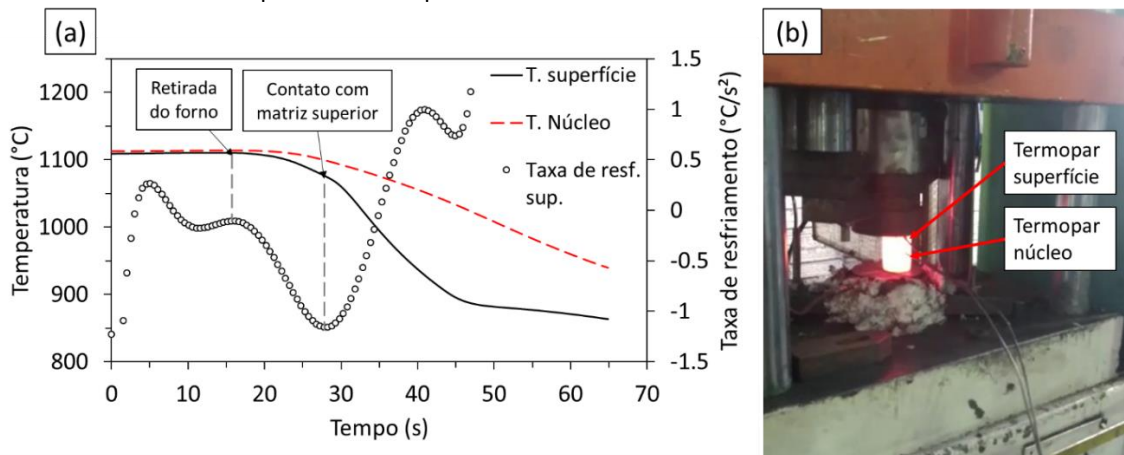
Fonte: Autor.

Foram utilizados dois lubrificantes a base de grafite para forjamento, o Bonderite® L-FG G e o Bonderite® L-FG 9223 ambos da marca Henkel. O primeiro tipo é próprio para o uso a frio, portanto, foi empregado ainda com as matrizes frias e o segundo tipo é utilizado quando as matrizes já se encontram aquecidas, portanto, foi feita uma solução na proporção de 1 parte de lubrificante para 10 partes de água e aplicado entre os forjamentos.

3.2.3 Determinação da temperatura inicial de forjamento

Antes dos forjamentos, foram realizados ensaios para a determinação da temperatura a qual a etapa de forjamento se inicia. A temperatura de início de forjamento corresponde ao momento na qual a matriz superior entra em contato com o billet. Nas curvas de resfriamento este momento pode ser identificado como um pico de taxa de resfriamento na região da superfície, conforme mostrado na Figura 16.

Figura 16. (a) Curva de resfriamento do bilhet austenitizado a 1100 °C até o contato com a matriz superior, (b) momento a qual a matriz superior entra em contato com o bilhet instrumentado.



Fonte: Autor.

3.3 EXPERIMENTOS

3.3.1 Caracterização inicial

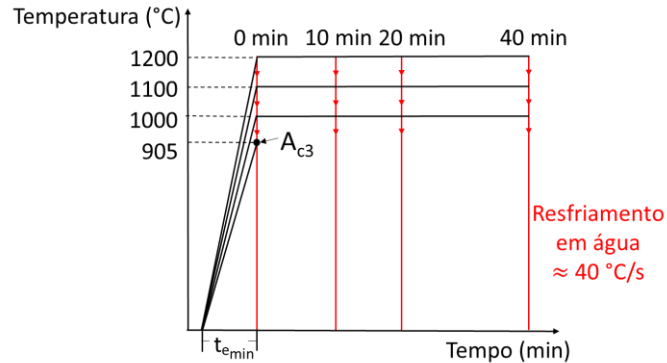
Para caracterização aço DIN 18MnCrSiMo6-4 em seu estado como recebido, foram retiradas amostras referentes a seção longitudinal e transversal da barra para caracterização metalográfica por MO e ensaios de dureza. Como parte da caracterização inicial, foram realizados três tratamentos térmicos distintos com o objetivo de identificar as microestruturas possíveis de serem obtidas no material. Desta forma, três amostras foram austenitizadas a 1200 °C por 30 min e resfriadas em meios distintos. A primeira amostra foi resfriada em óleo (têmpera), a segunda em ar calmo (normalização) e a terceira foi resfriada no interior do forno (recozimento pleno).

3.3.2 Parte I: Crescimento de grão austenítico

Para o estudo do efeito do tempo e temperatura de austenitização no TGAP foram realizados tratamentos térmicos em quatro temperaturas de austenitização: 905°C, 1000°C, 1100°C e 1200°C. Um primeiro grupo de amostras foi resfriada em água logo após seu núcleo atingir a temperatura de austenitização do forno, mínimo tempo de encharque ($t_{e_{min}}$), para a análise da influência isolada da temperatura no crescimento de grão. O fabricante do aço indica a temperatura de 905°C como Ac3 do material. A temperatura Ac3 teórica calculada pela equação de Andrews (ANDREWS, 1965) é de 886 °C, próxima à indicada pelo fabricante, portanto, a aplicação desta temperatura de austenitização resulta em um mínimo crescimento de grão esperado para esta temperatura, sendo o tamanho de grão resultante considerado como o TGAP do material como recebido. Um segundo grupo de amostras foi aquecida a

diferentes temperaturas (1000, 1100 e 1200 °C), sendo que para cada temperatura o tempo de permanência foi variado de 10, 20 e 40 minutos após $t_{e_{min}}$ para a análise da influência do tempo em temperatura no crescimento do TGAP, conforme mostra a Figura 17.

Figura 17. Tratamentos térmicos empregados na análise de crescimento de grão austenítico.

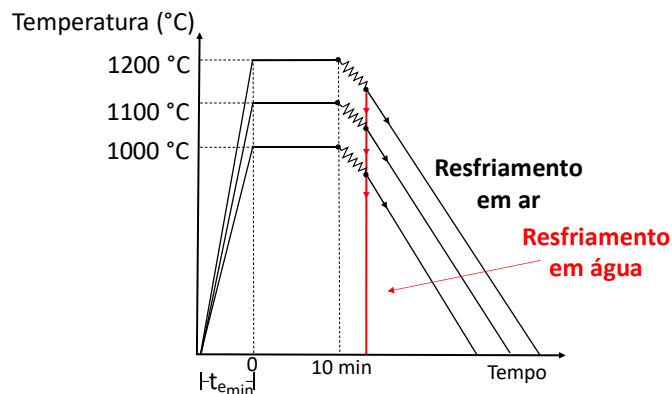


Fonte: Autor.

3.3.3 Etapa I: Ensaios de forjabilidade

Para o estudo do efeito da deformação na microestrutura, foram realizados ensaios de compressão a quente dos corpos de prova de cunhas, Figura 13(b). A Figura 18 apresenta as rotas termomecânicas aplicadas às cunhas. Após o $t_{e_{min}}$, as amostras foram mantidas por 10 minutos em temperatura e em seguida submetidas à etapa de forjamento a quente. Para cada rota foram realizados 2 tipos de resfriamento, têmpera em água para obtenção do TGAP imediatamente após a etapa de deformação e ar calmo para obtenção da microestrutura de resfriamento contínuo. A etapa de forjamento resultou em uma redução de 62%, 69% e 75% para as cunhas forjadas em 1000 °C, 1100 °C e 1200°C, respectivamente. Esta diferença se deu devido aos forjamentos em mais baixa temperatura atingirem mais rapidamente a carga máxima da prensa.

Figura 18. Rotas termomecânicas aplicadas para a obtenção do TGAP e microestrutura de resfriamento contínuo.



Fonte: Autor.

3.3.4 Etapa II: Processamento termomecânico

Para o estudo do efeito do PTM no aço DIN 18MnCrSiMo6-4, foram realizadas as mesmas rotas da Figura 18 para os *billets* cilíndricos. A etapa de forjamento consistiu em uma etapa de recalque com redução de 60% de altura. Após a etapa de forjamento, a mesma metodologia já descrita para as cunhas foi aplicada aos *billets*, para a obtenção da microestrutura de resfriamento contínuo e resfriamento em água para quantificação do TGAP.

3.4 ANÁLISE METALÚRGICA DAS AMOSTRAS

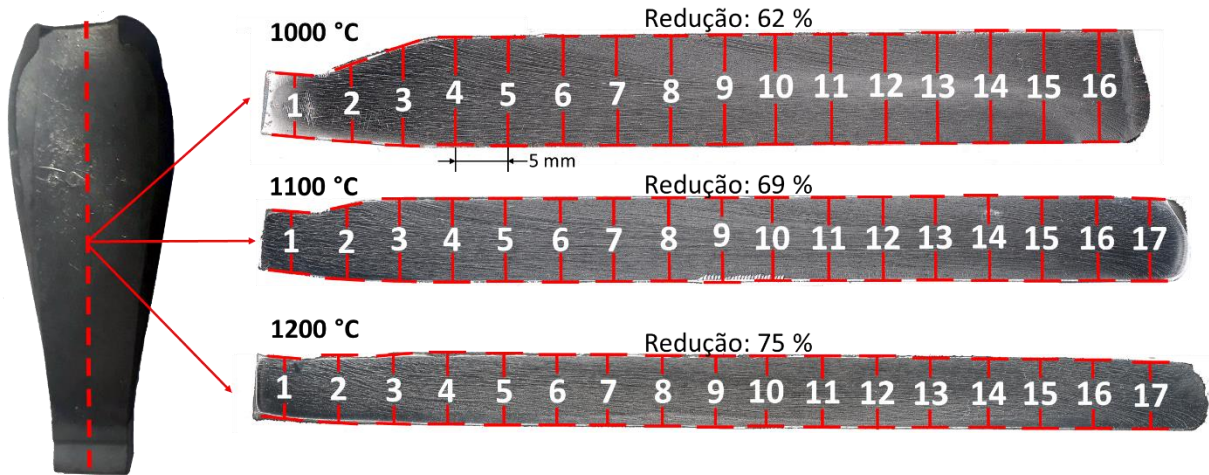
Para compreender os efeitos das diferentes etapas do processamento termomecânico na microestrutura, foram realizadas análises metalográficas por meio de microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), ensaios de dureza, microdureza e DRX para quantificação de fases. A seguir, é apresentado um detalhamento de cada uma das análises empregadas.

3.4.1 Regiões de análise

Após os experimentos todas amostras foram cortadas e preparadas por meio de lixamento e polimento metalográfico mecânico conforme recomendado na literatura (ASM INTERNATIONAL, 2004). As amostras empregadas nos experimentos de aquecimento da etapa I foram cortadas nas regiões próximas ao termopar, sendo representativas da seção longitudinal da barra do material. As cunhas forjadas e os *billets* submetidos aos processamentos termomecânicos foram cortados na direção paralela ao sentido de deformação.

A Figura 19 mostrada a esquerda apresenta a forma de uma das cunhas após forjamento com a seção de corte em tracejado vermelho. A direita, as macrografias das cunhas forjadas com as regiões de análise. Cada amostra foi dividida em 16 ou 17 regiões com 5 mm de espaçamento entre cada uma. Para evitar as regiões de baixa deformação devido ao atrito, foram analisadas apenas as regiões centrais correspondentes à meia altura em cada posição. Nas amostras resfriadas em ar foram realizados ensaios de dureza HRC e análises de DRX, MO, MEV. Nas amostras resfriadas em água, as quantificações do TGAP foram realizadas por MO.

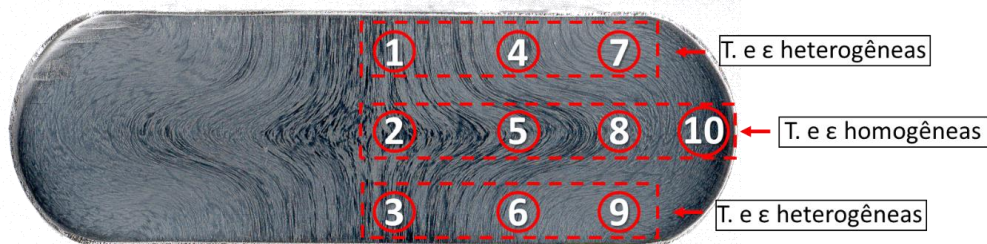
Figura 19. Seção de corte das cunhas (imagem a esquerda) e regiões de análise microestrutural das cunhas forjados nas temperaturas de 1000 °C, 1100 °C e 1200 °C (direita).



Fonte: Autor.

A Figura 20 apresenta uma macrografia representativa do comportamento geral dos *billets* após o forjamento e as 10 regiões adotadas para análise. Pode ser claramente visualizada a fibragem do material após o forjamento, a qual indica o deslocamento de material na amostra (fluxo de escoamento). Devido ao atrito com as matrizes as regiões 1, 3, 4, 6, 7 e 9 apresentaram um menor grau de deformação e maiores gradientes de temperatura, portanto, foram analisadas separadamente. Já as regiões 2, 5, 8 e 10 apresentaram deformações e temperaturas mais homogêneas durante o processo, portanto, foram adotadas para a caracterização da microestrutura. Nos *billets* resfriados ao ar foram realizados ensaios de microdureza $HV_{1, HV_{0,2}}$ e análise de MO em cada uma das regiões. Análises por DRX foram realizadas apenas nas regiões 2 e 8, pelo fato das quantificações de fase não variarem significativamente na região de temperatura e deformação homogêneas. Nos *billets* resfriados em água, o TGAP foi quantificado em todas as regiões também por análise de imagens de MO.

Figura 20. Regiões de análise dos billets forjados.



Fonte: Autor.

3.4.1.1 Microestrutura

Para a revelação da microestrutura do material em seu estado como recebido e das amostras forjadas resfriadas ao ar foi utilizado o reagente Nital 2%. O ataque químico foi realizado por submersão das amostras por cerca de 30 segundos, em seguida as amostras foram lavadas em água corrente sendo secas com fluxo de ar quente. Para a quantificação dos TGAP nas amostras temperadas, foi empregado uma solução saturada de ácido pícrico composta de 44 ml de detergente comercial (agente tensoativo), 60 ml de água destilada e 2,3 g de ácido pícrico a cada 100 ml de solução. O ataque químico foi realizado por esfregamento durante 5 minutos, sendo as amostras também lavadas em água corrente e secas com fluxo de ar quente.

3.4.1.2 Quantificação do Grão Austenítico Prévio

A quantificação do TGAP após preparo metalográfico foi realizado através do *Software* Omnimet versão 9.8 da Buehler. A quantificação foi realizada por meio do método do intercepto circular o qual é indicado para materiais que possam não ter grãos totalmente equiaxiais devido as deformações aplicadas como no forjamento (ASTM INTERNATIONAL, 2014). Neste método, um círculo com raio pré-determinado (r) é desenhado sobre a imagem e são contados o número de contornos de grãos que o círculo intercepta (l). Entrando com este valor na equação 1, o TGAP em ASTM é obtido e posteriormente, seu valor em micrometros.

$$\text{ASTM} = \left(-6.643856 \log_{10} \frac{2\pi r}{1000l} \right) - 3.288 \quad (1)$$

3.4.1.3 Medições de dureza

Em todas amostras foram realizados ensaios de dureza Rockwell C e Vickers com carga de 1 kgf e 0,2 kgf em alguns casos específicos. Os ensaios HRC foram realizados conforme recomendações da norma ASTM E384 (ASTM INTERNATIONAL, 2017a) em um durômetro da marca PRECISION modelo MRS (EXP). Os ensaios HV_1 foram realizados em um microdurômetro da marca INSIZE modelo ISH-TDV1000. Para cada região de análise por HV_1 , foram realizadas 3 indentações respeitando o espaçamento mínimo conforme recomendado pela norma (ASTM INTERNATIONAL, 2017b). Por razões de simplificação, todos os resultados de dureza serão apresentados em escala HV, sendo os resultados de HRC convertidos a partir

de uma interpolação da tabela de conversão de dureza presente na norma ASTM E140 (ASTM INTERNATIONAL, 2013).

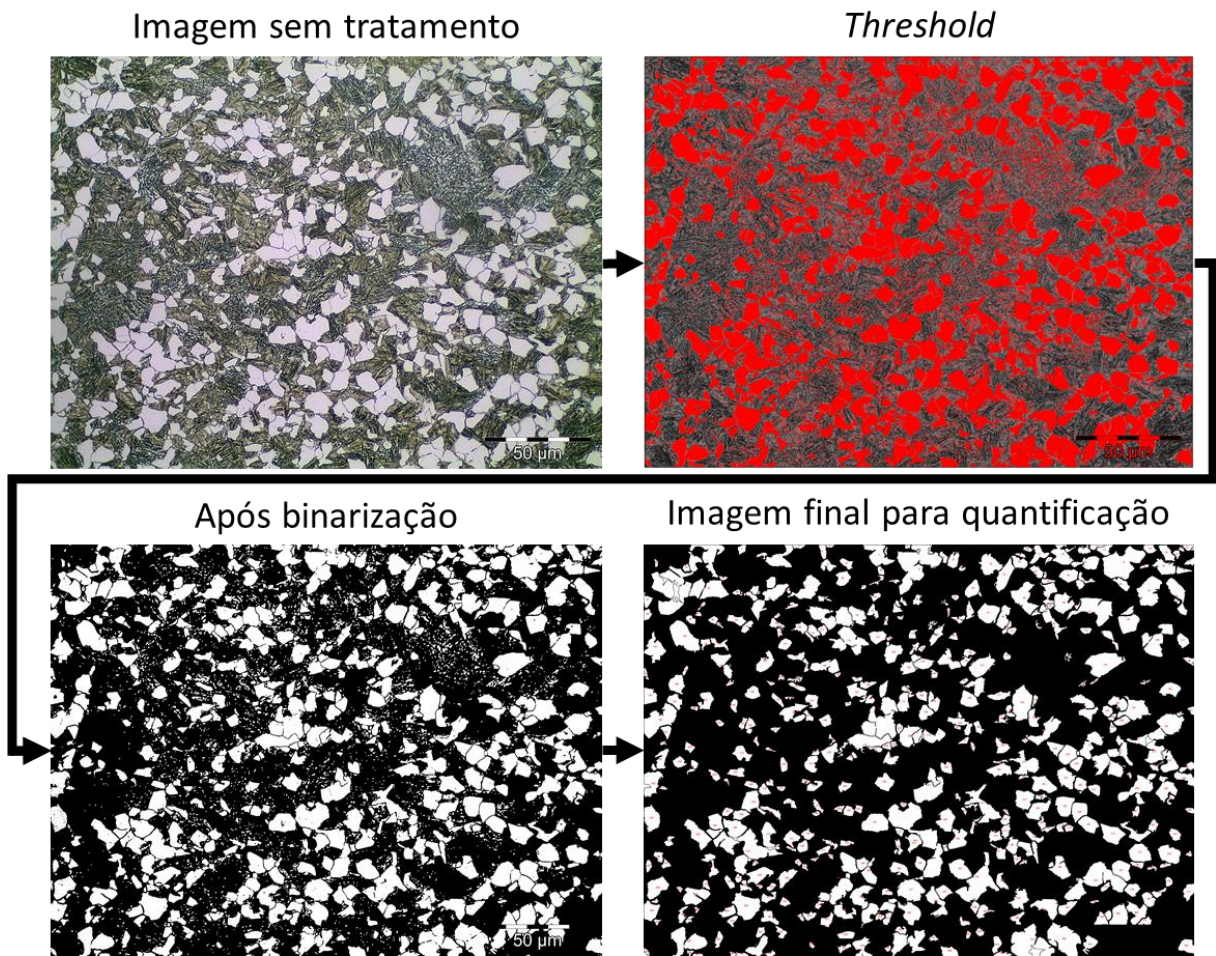
3.4.2 Quantificação de fases

Nas microestruturas de resfriamento contínuo, foi realizada uma avaliação qualitativa com o objetivo de identificar os microconstituintes presentes na microestrutura e quantificações para determinar a fração de certas fases presentes na microestrutura. Para a identificação dos microconstituintes, foi usada como base a literatura referente a aços bainíticos de resfriamento contínuo e microestruturas obtidas por 3 tratamentos térmicos do aço estudado: têmpera, normalização e recozimento. A quantificação quantitativa foi realizada nas fases ferrita poligonal e austenita retida por análise de imagens de MO e DRX, respectivamente. A fração de bainita e martensita não foi distinguida devido à dificuldade de separação dos dois microconstituintes por estas duas técnicas

3.4.2.1 Quantificação de ferrita poligonal

Para a quantificação de ferrita poligonal as imagens obtidas por MO foram analisadas pelo *Software ImageJ*. As imagens inicialmente foram calibradas, atribuindo uma proporção entre pixels e micrômetro. Após, foram convertidas para escalas de cinza, binarizadas pelo comando "*Threshold*" para a separação da região branca (FP) e região escura (resto da microestrutura). Quando necessário, foram aplicados comando como "*Open*", "*Erode*" e "*Sharpen*" para melhorar o contraste e delinear mais facilmente a ferrita. Em seguida foi aplicado o comando "*Analyze Particles*" o qual quantifica os grãos de ferrita. Como resultado foi obtido a fração e tamanho de grão da ferrita. No total, foram analisadas de 4 a 8 imagens de cada amostra com magnificações de 200 e 500x para a determinação da fração da FP. A Figura 21 resume as etapas de tratamento de imagens aplicadas nas micrografias.

Figura 21. Resumo das etapas de tratamento de imagens aplicadas as micrografias para quantificação de ferrita poligonal.



Fonte: Autor.

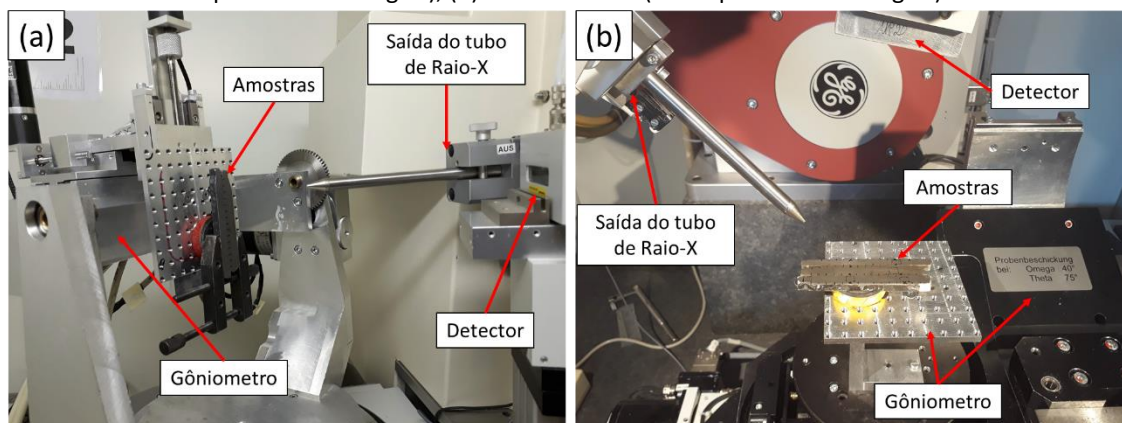
3.4.2.2 Difração de Raios-X

Para a realização das análises de raios-X, todas as amostras foram submetidas a remoções eletrolíticas com o objetivo de remover a camada com deformações plásticas superficiais geradas no preparo metalográfico anterior. Estas deformações na superfície podem provocar a transformação mecânica da austenita retida pela transformação induzida por deformação (efeito *TRIP*), resultando em frações de austenita retida não condizentes com o real estado do material.

As análises de DRX foram realizadas no departamento de análise física Physikalische Analytik do instituto Leibniz-Institut für Werkstofforientierte Technologien – IWT nos equipamentos apresentados na Figura 22. Para as análises de fase foi utilizado radiação Cromo com $K\alpha$ médio de 2.2897 Å com uma voltagem de 33kV e corrente de 40mA. Os difratogramas foram obtidos em um intervalo 2θ de 60° a 164° que compreende os picos da austenita {111}, {200} e {220} e ferrita {110}, {200} e {211}. Foi utilizado um espaçamento de 0.05° e um tempo

total de medição de 1h e 30 min. As difrações realizadas no primeiro difratômetro, Figura 22(a), foram realizadas com ângulo $\psi = 0$ nas amostras de cunha forjada e *billets*, ou seja, na condição de Bragg-Brentano.

Figura 22. Difratômetros utilizados para a caracterização dos forjados por DRX. (a) Analytical X-ray MZ VI E (GE Inspection Technologies), (b) XRD 3003 ETA (GE Inspection Technologies).



Fonte: Autor.

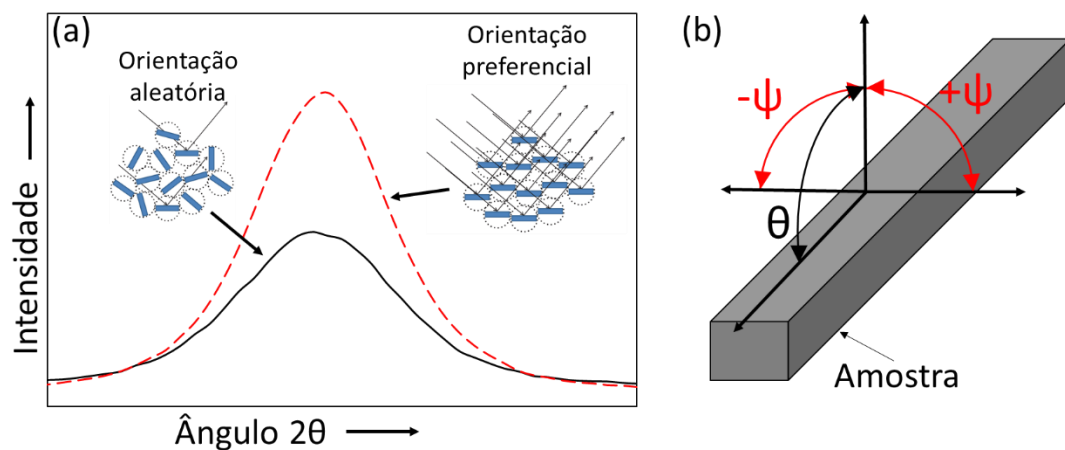
Os difratogramas foram analisados através do Software de refinamento Rietveld TOPAS versão 4.2. Através da aplicação de parâmetros fundamentais neste tipo de refinamento além da quantificação de fases, informações adicionais como parâmetro de rede, tamanho do cristalito e microdeformações podem ser extraídas das difrações. Os parâmetros fundamentais são funções matemáticas que contribuem para a forma dos picos durante o refinamento e estas são diretamente relacionadas as propriedades geométricas dos picos do difratograma (DINNEBIER; LEINWEBER; EVANS, 2018). Neste tipo de abordagem, o refinamento considera o perfil de emissão, as contribuições do instrumento e amostra. O perfil de emissão representa os parâmetros de raios-X empregados como tipo de radiação e comprimento de onda médio. A contribuição do instrumento é característica do equipamento em si devido às incertezas de medição do equipamento e de posicionamento das peças no goniômetro as quais afetam o alargamento dos picos difratados. Caso esta contribuição não seja contabilizada pode levar a resultados incorretos. Desta forma, para cada equipamento utilizado foi adquirido antes das análises, difratogramas do material padronizado Hexaboreto de lantânio (LaB_6) para a determinação da contribuição instrumental no alargamento dos picos e então inseridas no Software TOPAS como dado de entrada. Desta forma, foi realizada a correta calibração e eliminação destas contribuições nos refinamentos feitos pelo software. Um detalhamento deste procedimento pode ser encontrado em (DINNEBIER; LEINWEBER; EVANS, 2018; EPP, 2016).

3.4.2.3 Textura

Após a quantificação inicial, foi observado que devido as deformações, as cunhas forjadas apresentaram níveis de texturização significativos. A textura afeta a relação de intensidade entre os picos de difração com relação ao que seria esperado para uma amostra isotrópica nas difrações. A Figura 23(a) ilustra o efeito da textura no difratograma de um pico. Em uma amostra homogênea e isotrópica, apenas alguns planos cristalinos encontram-se alinhados de forma a promover a difração. No caso de uma amostra com orientação preferencial, um maior número de planos cristalinos acaba difratando, aumentando a intensidade do pico. Como resultado, a quantificação de fase poderá ser sub ou superestimada.

Desta forma, foram realizadas uma nova série de difrações na mesma faixa 2θ no segundo difratômetro, Figura 23(b), variando o ângulo ψ de -45° a 45° , com passo de $7,5^\circ$, em três posições (baixa, média e alta deformação) para cada cunhas. Estes novos difratogramas tiveram o objetivo de identificar de forma mais clara a presença da textura.

Figura 23. (a) Efeito da textura na intensidade do pico difratado (b) geometria dos ângulos em relação a amostra.

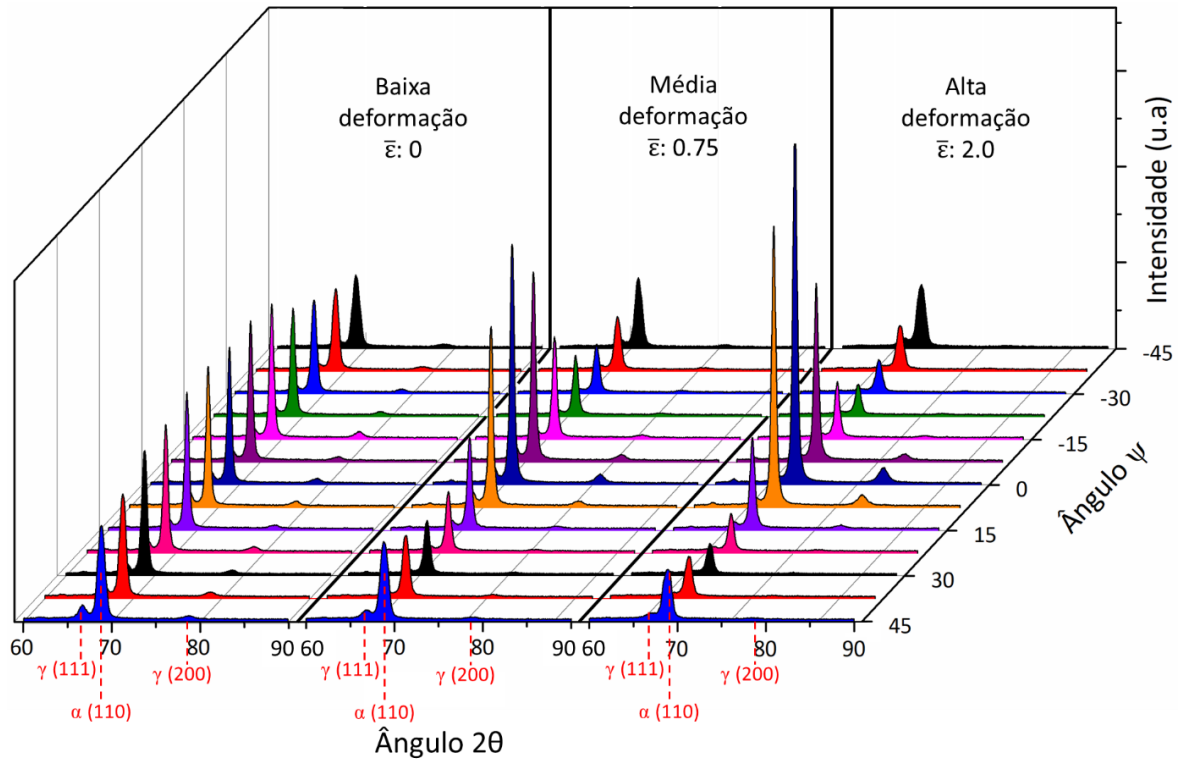


Fonte:(a) Adaptado (DINNEBIER; LEINEWEBER; EVANS, 2018; HE, 2009) (b) autor.

A Figura 24 apresenta a variação na área do pico da ferrita (110) da cunha forjada a 1100°C . É possível ver que, nas posição de deformação efetiva nula, $\bar{\epsilon}: 0$, os picos se mantêm relativamente constantes ao longo de todos ângulos ψ . Conforme a deformação aumenta para $\bar{\epsilon}: 0,75$ e $\bar{\epsilon}: 2,0$ é possível observar uma maior intensidade do pico (110) da ferrita nos ângulos ψ em torno de zero, uma redução na intensidade dos picos em ângulos próximos a 30° . Esta variação na intensidade e, por consequência, na área dos picos evidenciam que os

planos de difração (110) da ferrita estão orientados preferencialmente em ângulos $\psi :0$. Desta forma, um maior número de cristalitos difratados no raio x, não devido a maior existência da fase, e sim devido a textura (HE, 2009).

Figura 24. Efeito da textura nos picos (111) e (200) da austenita e (110) da ferrita nas regiões de baixa ($\bar{\epsilon}: 0$) média ($\bar{\epsilon}: 0.75$) e alta deformação ($\bar{\epsilon}: 2.0$).



Fonte: Autor.

Com a identificação da textura, quantificações de fase realizadas com $\psi:0$ resultaram em valores incoerentes de austenita retida nas regiões com deformação. Para contornar este problema foi proposto realizar uma média dos 13 difratogramas que minimizaria o efeito da textura, resultando em quantificações de AR mais próximas do real estado do material. A desvantagem desta metodologia é o tempo de máquina necessário para realizar 13 medições em um único ponto da amostra.

Desta forma, dentre os 13 ângulos ψ difratados, foram identificados 3 ângulos cuja média resultasse em uma quantificação de austenita retida próxima da obtida com os mesmos 13 posições difratadas. A Tabela 5 mostra as quantificações de AR em regiões de significativa textura das cunhas realizadas com 1 medição, 13 medições e 3 medições.

Tabela 5. Quantificações da AR com difrações médias de diferentes ângulos ψ .

Temperatura da Cunha forjada (°C)	Deformação na posição	Quantificação de Austenita Retida (%)		
		1 medição	13 medições	3 medições
		$\psi=0$	$-45^\circ \leq \psi \leq 45^\circ$	$\psi = -7,5^\circ; -22,5^\circ; 37,5^\circ$
1000	1,5	11,1	11,6	11,1
1100	1,6	13,0	9,2	9,7
1200	1,7	16,2	11,0	12,2

Fonte: Autor.

A Tabela 5 mostra que com três medições foi possível atingir uma quantificação de RA satisfatoriamente próxima da obtida com 13 medições. Portanto, foram realizadas novas difrações em todas as cunhas a partir da posição nº 7 de cada cunha, Figura 19, até as posições de maior deformação com 3 medições por posição para quantificar a fração de RA com o efeito da textura minimizado.

3.4.2.4 Determinação do enriquecimento de carbono na austenita retida

Uma das informações possíveis de serem extraídas das análises de DRX quantificadas pelo método Rietveld é o parâmetro de rede da fase difratada. No caso da austenita, cada elemento de liga contribui para o aumento da distância interplanar. (DYSON DJ; HOLMES B, 1970), expressaram este efeito por meio da Equação (6). Assumindo temperatura ambiente constante e que a superfície analisada esteja livre de tensões residuais, o enriquecimento de carbono da austenita resultará em um parâmetro de rede medido (a_γ) maior do que o parâmetro de rede calculado ($a_{\gamma 0}$) o qual considera a composição química geral do aço.

$$\begin{aligned}
 a_\gamma = & 3,5780 + 0,0330w_C + 0,00095w_{Mn} - 0,0002w_{Ni} + 0,0006w_{Cr} \\
 & + 0,0220w_N + 0,0056w_{Al} - 0,0004w_{Co} + 0,0015w_{Cu} \\
 & + 0,0031w_{Mo} + 0,0051w_{Nb} + 0,0039w_{Ti} + 0,0018w_V \\
 & + 0,0018w_W
 \end{aligned} \quad (6)$$

Sendo w_i a concentração do elemento de liga i em porcentagem de massa presente no aço. Desta forma, é possível estimar o teor de Carbono médio da AR presente no material conforme Equação (7). Ambos a_γ e $a_{\gamma 0}$ em Å e os teores de elemento químico em % de massa.

$$w_c = \frac{a_\gamma - a_{\gamma 0}}{0,0330} \quad (7)$$

Esta quantificação é interessante, devido a possibilidade de correlação com a formação de fases de ferrita, por exemplo, a qual pode provocar o enriquecimento de carbono na austenita. Além disso, o carbono da austenita afeta significativamente a temperatura de transformação da martensita. Desta forma, diversas informações da microestrutura podem ser compreendidas por meio da avaliação deste parâmetro.

3.5 SIMULAÇÃO NUMÉRICA

Para a obtenção do grau de deformação obtido nas cunhas forjadas na parte I do trabalho, foram realizadas simulações numéricas com software FORGE NxT. A Tabela 6 apresenta os principais parâmetros de entrada adotados para as simulações. Os coeficientes utilizados na equação de Hansel-Spittel foram referentes ao material DIN 20MnCr5 o qual o software já possui em sua base de dados. As reduções em altura aplicadas na simulação foram as mesmas obtidas nas cunhas forjadas experimentalmente. Os coeficientes de atrito e troca térmica adotados foram baseados nas recomendações indicadas no software para este tipo conformação plástica, temperatura e lubrificante.

Tabela 6. Parâmetros de simulação numérica utilizados para os forjamentos das cunhas.

Parâmetro	Valor
Equação do campo viscoplástico (Hansel-Spittel)	$\sigma = 1324e^{-0,00257T} \varepsilon^{-0,1941} e^{\frac{-0,06521}{\varepsilon}} \varepsilon^{0,1468}$
Temperaturas inicial de forjamento ^a (°C)	923 ¹ ; 1046 ² ; 1148 ³
Temperatura ambiente (°C)	50
Temperatura matriz superior / inferior (°C)	180 / 250
Velocidade da prensa (mm/s)	6
Coeficiente de troca térmica billet/matrizes (W/m ² .K)	$\sigma = 0 : 500$ $\sigma > 0 : 1000$
Coeficiente de troca térmica ar (W/m ² .K)	10
Coeficientes de atrito	$\alpha = 0,30; m = 0,15$
Emissividade	0,88

^a: Perdas térmicas entre forno e prensa contabilizadas.

¹: austenitização a 1000 °C, ²: austenitização a 1000 °C, ³: austenitização a 1000 °C

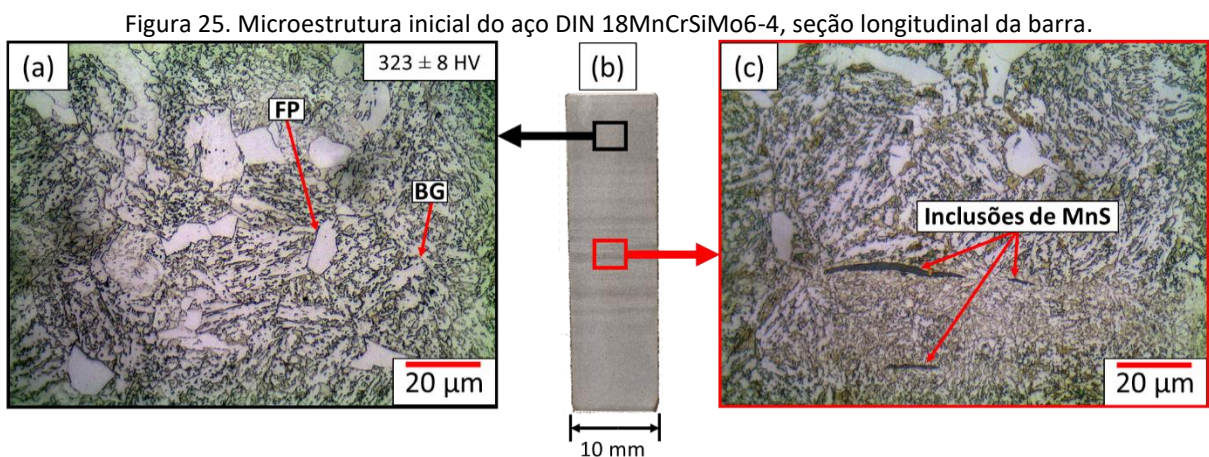
Fonte: Autor.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados da caracterização do material em seu estado como recebido, seguidos pelos resultados da parte I referentes ao crescimento de grão durante austenitização e efeito das deformações na microestrutura pelos ensaios de cunha. Na etapa II é apresentada a caracterização microestrutural dos *billets* submetidos ao PTM e o efeito da temperatura de forjamento na microestrutura dos forjados.

4.1 CARACTERIZAÇÃO INICIAL

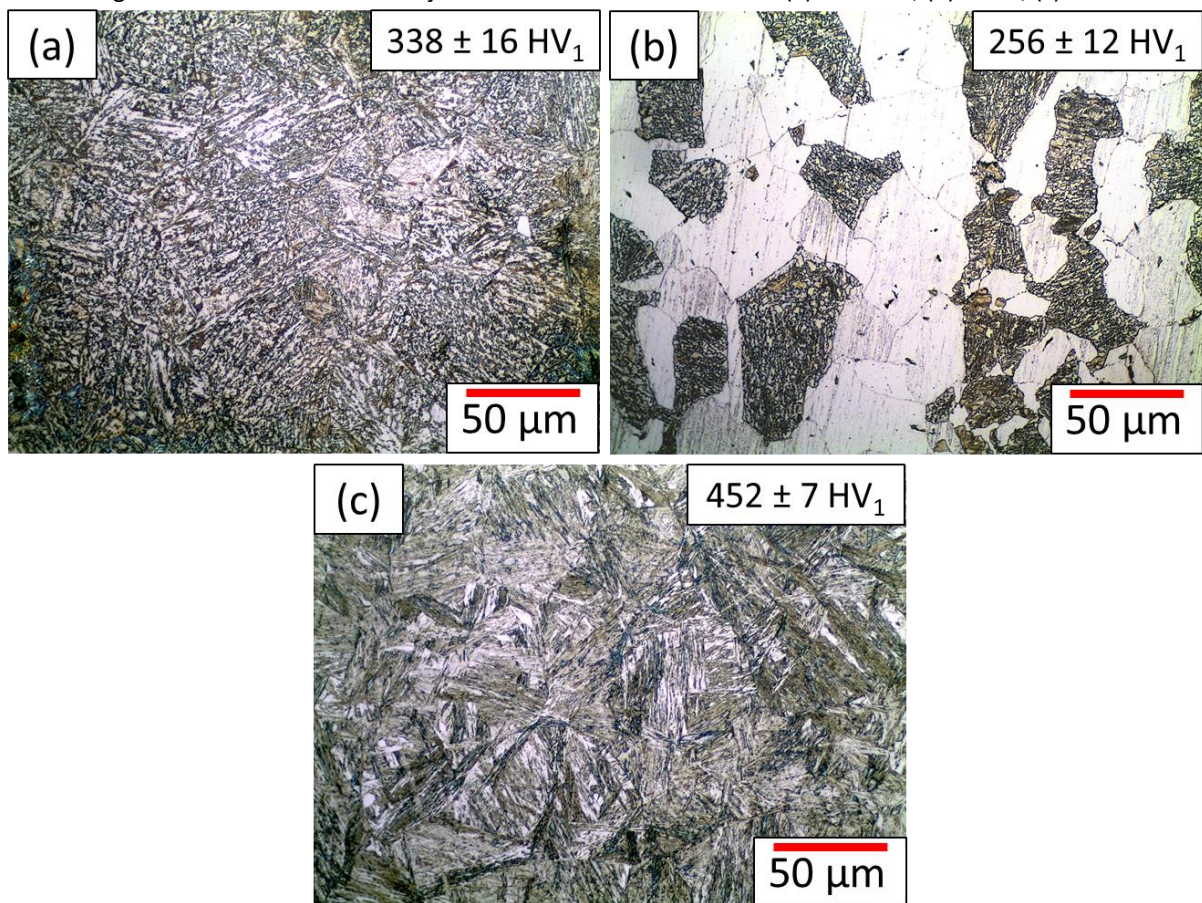
Na Figura 25 é apresentada a microestrutura do aço em seu estado como recebido. A Figura 25(a) representa a microestrutura das regiões do meio raio da barra e mais próximas da superfície. A microestrutura é constituída por blocos brancos, Ferrita Poligonal (FP), e por regiões brancas, bainita ferrítica, entremeadas por regiões escuras amareladas, Martensita/Austenita (MA), as quais constituem a Bainita Granular (BG). A microestrutura apresentou uma microdureza média de $323 \pm 8 \text{ HV}_1$. A Figura 25(b) apresenta uma macrografia da seção longitudinal da barra. É possível identificar linhas mais escuras na região central da mesma, estas indicam as bandas de segregação e inclusões alongadas de MnS as quais são vistas com maior detalhe na Figura 25(c). MORALES-RIVAS et al., (2015) caracterizam em um material muito similar, estas bandas de segregação por meio de microssonda eletrônica com espectroscopia por comprimento de onda dispersivo (EPMA-WDS). Por meio destas análises, foi identificado que além da presença de MnS, estas bandas possuem um enriquecimento de Si, Cr, Mo e se formam durante o lingotamento do material, porém apresentam a mesma microestrutura composta por BG.



Fonte: Autor.

A Figura 26 apresenta a microestrutura obtida nos tratamentos térmicos de normalização, recozimento e têmpera realizados como parte da caracterização inicial. A Figura 26 (a) apresenta a microestrutura do material resfriado em ar calmo, composta majoritariamente por BG com uma pequena parcela de FP e dureza média de 338 HV. A Figura 26(b) apresenta a microestrutura do aço resfriado dentro do forno, composta por uma grande parcela de FP e BG com dureza média de 256 HV. A Figura 26(c) apresenta a microestrutura do aço resfriado em óleo, composta por martensita em forma de pacotes, característica de aços de baixo carbono, com dureza de 452 HV.

Figura 26. Microestrutura do aço 18MnCrSiMo6-4 resfriado em (a) ar calmo, (b) forno, (c) óleo



Fonte: Autor.

Devido a presença de Si, a formação de cementita foi suprimida, resultando em microestruturas livres de carboneto como é o caso da BG. Conforme indica a CCT do aço (Figura 11(b)) existe um pequeno campo perlítico para taxas de resfriamento mais lentas. É possível identificar que além da FP, a microestrutura resultante do resfriamento no interior do forno não promoveu a formação de uma morfologia característica da perlita, e sim um microconstituente similar ao obtido no resfriamento ao ar calmo, caracterizado como BG.

Apesar da aparente inexistência de carbonetos na amostra recozida por MO, não foram realizadas análises de DRX ou outras análises nesta amostra especificamente para comprovar esta afirmação.

4.2 DETERMINAÇÃO DA TEMPERATURA INICIAL DE FORJAMENTO

A Tabela 7 apresenta as temperaturas que as amostras foram austenitizadas, a temperatura de início do forjamento e a perda de temperatura devido o transporte das amostras do forno até as matrizes. Fica evidente que as amostras não atingiram exatamente a temperatura adotada no controlador de temperatura do forno, variando em média cerca de 9°C da temperatura de aquecimento do forno. As cunhas resultaram em menores temperaturas iniciais de forjamento do que dos *billets* cilíndricos, pois possuem uma menor massa e maior superfície específica, potencializando a troca térmica por convecção e irradiação (Figura 13), resultando em maiores perdas térmicas com o ambiente durante o transporte forno-prensa. Nos *billets* cilíndricos, a temperatura do núcleo foi pouco afetada pelas perdas térmicas durante o transporte do forno para a prensa.

Tabela 7. Temperaturas de austenitização, de forjamento e perdas de temperatura dos corpos de prova.

Corpo de prova	Temperatura do forno (°C)	Região de medição	Temperatura das amostras (°C)	Temperatura de início do forjamento (°C)	ΔT (°C)
Cunha (b)	1000	Núcleo	989	923	66
	1100		1091	1046	45
	1200		1186	1141	45
<i>Billet</i> Cilíndrico (c)	1000	Superfície	1005	976	29
		Núcleo	1010	998	12
	1100	Superfície	1109	1077	32
		Núcleo	1113	1100	13
	1200	Superfície	1196	1179	17
		Núcleo	1193	1188	5

Fonte: Autor.

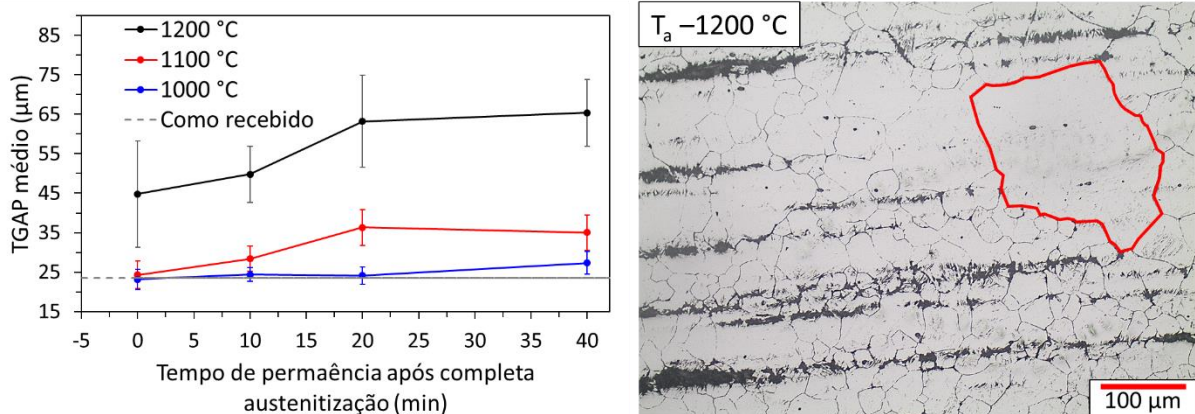
Para tornar a apresentação dos resultados e discussões mais clara, os resultados apresentados das cunhas e dos *billets* cilíndricos serão relacionados as temperaturas de forno 1000 °C, 1100 °C e 1200 °C ao invés das reais temperaturas de forjamento determinadas na Tabela 7. Desta forma, ao se referir a cunha forjada a 1100 °C, por exemplo, a real temperatura em que o forjamento se iniciou foi 1046 °C.

4.3 PARTE I – EFEITO DOS PARÂMETROS DE AQUECIMENTO E DEFORMAÇÃO

4.3.1 Crescimento de grão austenítico

A Figura 27(a) mostra o efeito da temperatura de austenitização e do tempo em temperatura sobre o tamanho de grão austenítico do aço estudado. O tempo zero do gráfico indica o instante em que a temperatura do núcleo atinge a temperatura de austenitização ($t_{e_{min}}$), e é o ponto onde o tempo de permanência é contado. A Figura 27(b) mostra a MO do TGAP da amostra austenitizada a 1200 °C em tempo de permanência 0, destacando em vermelho o contorno de um grão com tamanho grosseiro em comparação a granulometria da matriz. O TGAP do material como recebido apresentou um tamanho médio de 24 μm , representada pela linha horizontal tracejada na Figura 27(a). No tempo de permanência 0, a temperatura de 1200 °C resultou em um aumento médio de 20 μm em relação ao estado inicial. Nas temperaturas de 1100 °C e 1000 °C, nenhum aumento significativo do TGAP foi encontrado. Entre 10 e 20 minutos de tempo de permanência, o TGAP apresentou um substancial crescimento em 1100 °C e 1200 °C. Após 20 minutos, a granulometria aparenta-se manter constante.

Figura 27. (a) Efeito da temperatura de austenitização e do tempo de permanência no crescimento do grão austenítico do material (b) microestrutura resultante da austenitização em 1200 °C em tempo 0 indicando grão anormal em contorno vermelho.



Fonte: Autor.

O grão destacado em vermelho na Figura 27(b) indica que houve um crescimento anormal de grão naquela região, atingindo este grão, um diâmetro médio de 200 μm . Esta heterogeneidade microestrutural resultou na maior dispersão dos resultados obtidos para o material quando submetido a temperatura de 1200 °C. O crescimento anormal de grãos observado em temperaturas mais elevadas pode estar associado principalmente à presença de Ti e Al e outros microligantes no aço conforme apontado em vários estudos

(FERNÁNDEZ; ILLESCAS; GUILMANY, 2007; RAZZAK et al., 2014; ZHU et al., 2013). Estes microligados são inseridos na composição química, em pequenas quantidades, por serem formadores de carbonetos e nitretos os quais restringem o crescimento do grão quando presentes na austenita. Porém, temperaturas suficientemente altas podem resultar na dissolução parcial ou total destes precipitados. Como consequência, os grãos antes ancorados encontram-se livres e a energia acumulada em alguns grãos antes da dissolução dos precipitados acaba sendo a força motriz para o crescimento excessivo, resultando em uma microestrutura não homogênea.

Baseado na composição química do aço em estudo, a temperatura de dissolução total de diversos precipitados pode ser estimada da seguinte forma:

$$\log_{10}[X][Y] = -\frac{A}{T} + B \quad (8)$$

Onde X e Y são as porcentagem em massa dos elementos químicos que compõem o precipitado, A e B são constantes para cada tipo de precipitado encontrados na literatura (TOTTEN; XIE; FUNATANI, 2003) e T a temperatura de total dissolução do precipitado. A Tabela 8 apresenta as temperaturas de dissolução de carbonetos, nitretos e sulfetos calculados para o DIN 18MnCrSiMo6-4.

Tabela 8. Temperatura de dissolução de possíveis precipitados no aço DIN18MnCrSiMo6-4.

Precipitado	Temperatura de dissolução (°C)
[Ti][N]	1339
[Ti][C]	907
[Mn][S]	1701
[Al][N]	1004

Fonte: Autor.

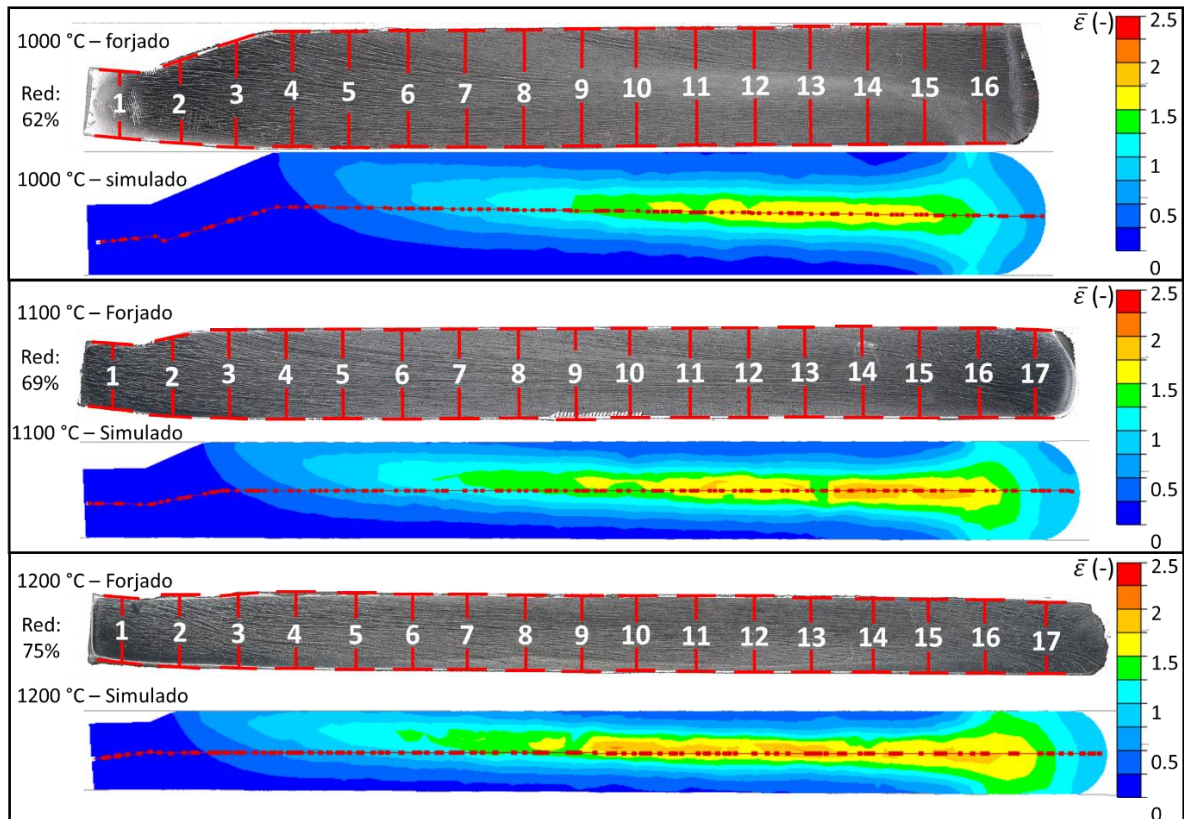
Baseado nestas estimativas, é possível concluir que na menor temperatura de austenitização, 1000°C, o TiC se encontra totalmente dissolvido na austenita, e o AlN encontram-se, possivelmente, também totalmente dissolvidos. Como não foi encontrada a presença de grãos com tamanho muito superior aos demais na condição de 1100 °C, pode-se presumir que nenhum destes precipitados é responsável pelo crescimento anormal encontrado a 1200 °C. O TiN possui baixa solubilidade na austenita, propiciando sua formação na microestrutura (MAALEKIAN, 2007). A temperatura de dissolução deste nitreto é cerca de

100°C maior do que a temperatura máxima de austenitização, desta forma, a única possível contribuição deste precipitado para o crescimento anormal é devido a dissolução parcial do mesmo na austenita. Como mostrado na caracterização inicial do material, MnS são facilmente identificados por MO nas bandas de segregação. Estes sulfetos possuem uma temperatura de dissolução quase 500 °C acima de 1200°C, indicando que a dissolução dos mesmos é pouco provável. Estes sulfetos se encontram de forma alongada microestrutura inicial, a qual contribuem para a restrição do crescimento de grão (WU et al., 2018), porém, o trabalho de (GUO et al., 2017) evidencia que temperaturas de 1200 °C podem promover o coalescimento destes sulfetos, diminuindo o ancoramento dos grãos, contribuindo para seu crescimento.

4.3.2 Efeito da deformação – Forjabilidade

A Figura 28 apresenta as seções transversais de cada forjamento de cunha obtidas experimentalmente e por simulação numérica. As regiões enumeradas foram empregadas para a caracterização microestrutural e as linhas vermelhas nas simulações representam as regiões onde os dados de deformação equivalentes foram extraídos.

Figura 28. Comparação entre a seção forjada e deformações equivalentes das simulações numéricas das cunhas.

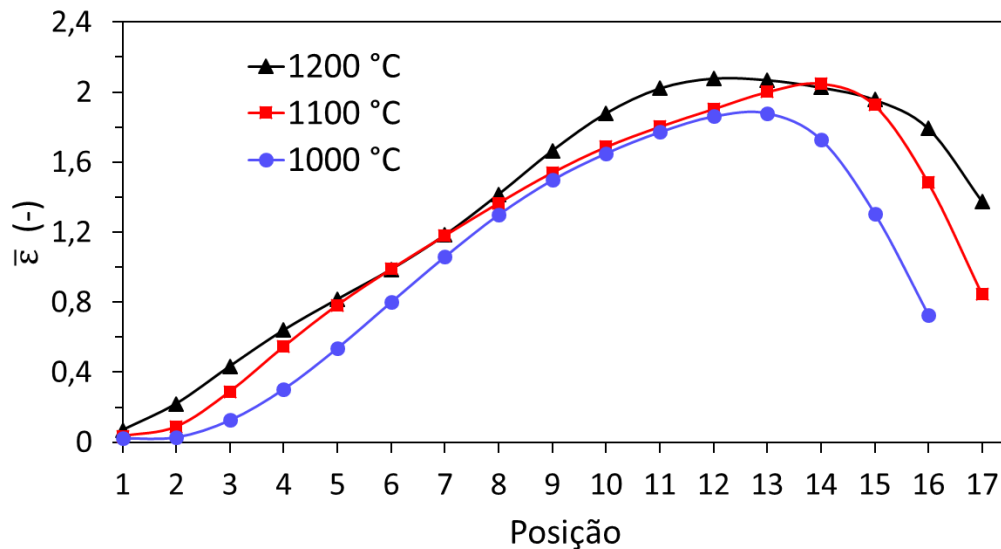


Fonte: Autor.

Conforme a redução máxima dos forjados cresce de 62% a 1000°C até 75% em 1200 °C, os níveis de deformação efetivas encontrados na simulação também aumentaram. É possível identificar que as regiões superiores e inferiores de todas as cunhas não atingiram o mesmo grau de deformação em relação às regiões centrais, devido ao atrito com as matrizes, portanto, apenas as regiões centrais foram consideradas. Além disso, é possível identificar que as deformações efetivas foram crescendo ao longo do comprimento até um máximo, seguido por uma queda nas regiões mais próximas do fim da amostra.

A Figura 29 apresenta os valores de deformação obtidos na simulação da figura anterior em função das posições das cunhas forjadas. A cunha forjada a 1000 °C atingiu a deformação máxima de $\bar{\epsilon}$: 1,9 na posição nº 13. A cunha forjada a 1100 °C atingiu $\bar{\epsilon}$: 2,0 na posição 14 e a cunha forjada em 1200 °C atingiu $\bar{\epsilon}$: 2,1 na posição 12.

Figura 29. Deformações efetivas atingidas em função das posições das cunhas.



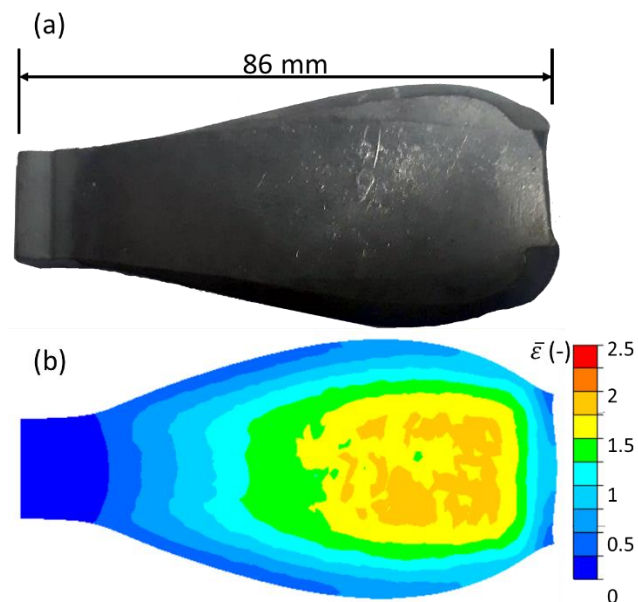
Fonte: Autor.

É possível identificar que todas as cunhas apresentaram um aumento de deformações aproximadamente linear até sua deformação máxima, seguidas por uma queda nas deformações. Como esperado, a cunha forjada a 1000 °C apresentou o menor grau de deformação. As cunhas forjadas em 1100 °C e 1200 °C atingiram deformações máximas similares, porém a de 1200 °C atingiu seu valor máximo antes da 1100°C.

É importante considerar que a deformação efetiva considera as deformações nos três eixos. Neste sentido, a Figura 30 apresenta um comparativo da vista de topo da cunha (Figura 30(a)) e os campos de deformação efetiva referentes a mesma vista na seção da meia altura

(Figura 30(b)), ou seja, a mesma região das metalografias. A redução de altura aplicada às cunhas resultou em um aumento do comprimento total de 16 mm, 21 mm e 24 mm para as cunhas forjadas na temperatura de 1000 °C, 1100 °C e 1200 °C, respectivamente. Além do aumento do comprimento, a redução em altura provocou um aumento da largura que, devido a forma de cunha, gerou um aumento de largura variável conforme a redução em altura aumenta ao longo do comprimento. Porém, a parcela final da cunha apresentou uma redução na largura e conforme indica a simulação, uma redução da deformação equivalente. Isto ocorre devido a geometria específica da cunha e do atrito nas regiões superiores e inferiores da amostra, o qual restringe as deformações nas regiões próximas a superfície da cunha.

Figura 30. (a) Vista de topo da cunha forjada a 1100 °C (b) campo de deformações efetivas da seção transversal da cunha forjada a 1100 °C

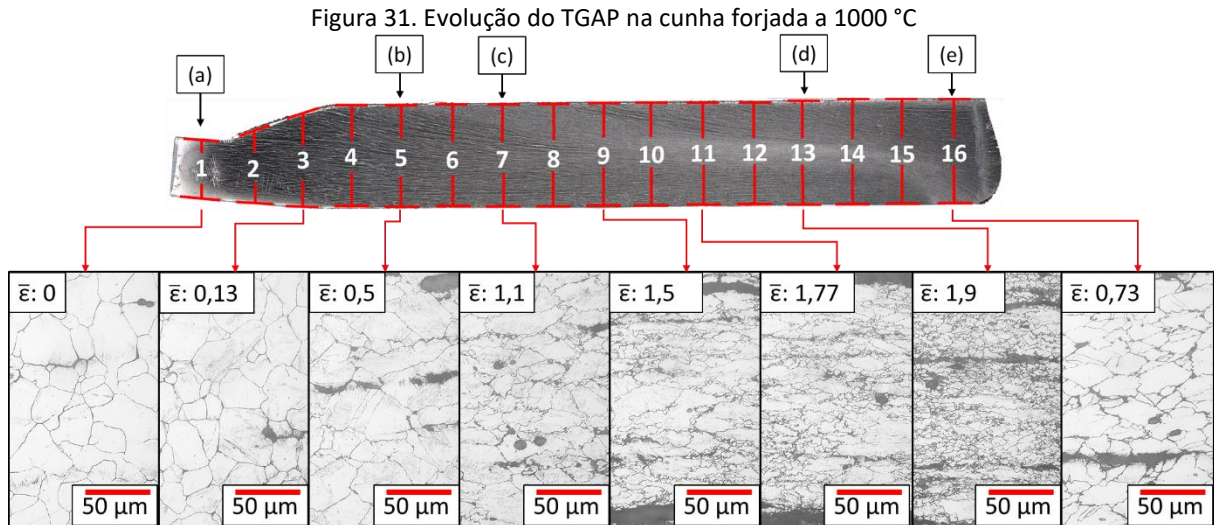


Fonte: Autor.

A correlação entre posição e deformação efetiva apresentada na Figura 29 possibilita realizar um comparativo de outros resultados como dureza, TGAP e outras caracterizações em função da deformação, facilitando a comparação entre as cunhas e evidenciando de forma mais clara os efeitos da deformação em cada temperatura. Desta forma estas correlações são mostradas no final do próximo subcapítulo e nas discussões seguintes referentes as cunhas.

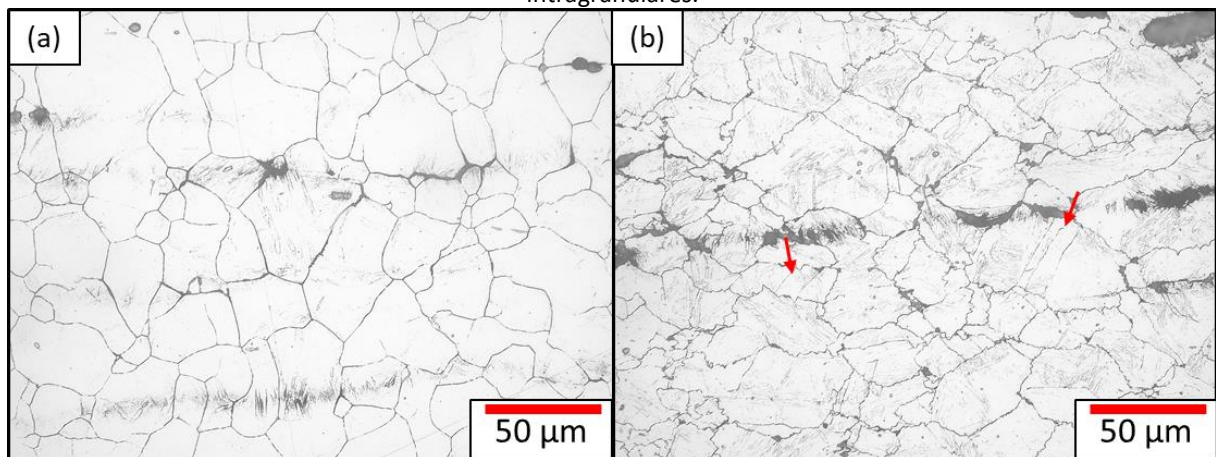
4.3.2.1 Grão austenítico prévio

A Figura 31 apresenta de forma geral, a evolução do TGAP ao longo das várias posições cunha forjada na temperatura de 1000 °C. As regiões (a), (b), (c), (d) e (e) são apresentadas de forma mais detalhada nas Figura 32, 33 e 34.



Na região (a) sem deformação, indicadas na Figura 32, o TGAP apresenta morfologia poligonal, indicando que não houve deformação, além disso, apresentou um tamanho similar ao do material como recebido, com tamanho de cerca de 23 μm . As bandas escuras são regiões de maior reação química com o reagente revelador de grão. Estas bandas surgem quando o material é atacado na seção longitudinal da barra (direção de laminação), similar ao bandeamento encontrado na caracterização do material como recebido. Devido a esta semelhança entre o bandeamento e as bandas de segregação que surgem com a solução, talvez esta corrosão preferencial ocorra justamente devido a variação da composição química nestas bandas. Apesar desta hipótese, não foram realizadas análises mais aprofundadas para entender este fenômeno.

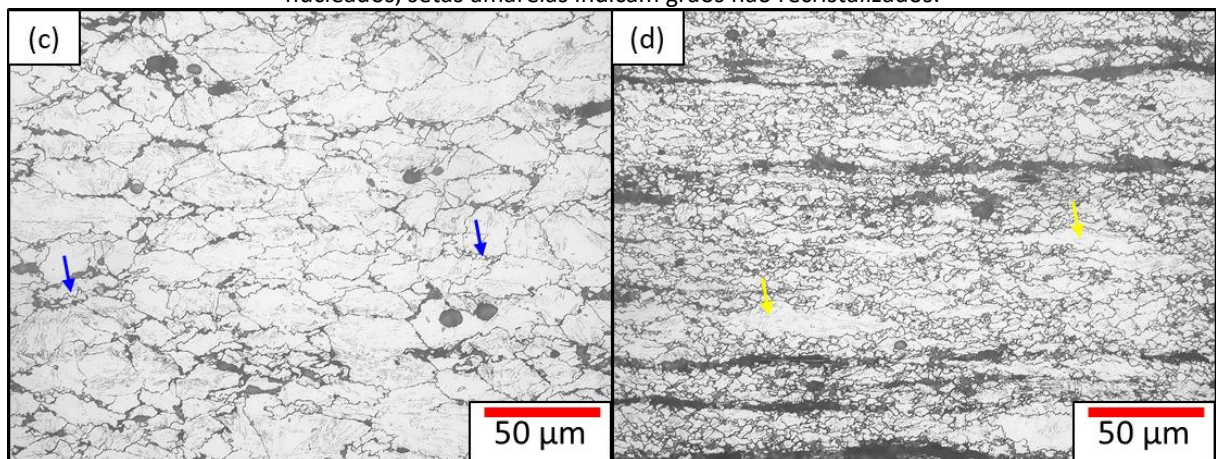
Figura 32. Microscopias do TGAP (a) $\bar{\epsilon}$: 0; (b) $\bar{\epsilon}$: 0,5. Setas em vermelho indicam bandas de deformação intragranulares.



Na região (b) indicada na Figura 32, é possível identificar que conforme a deformação aumenta, os grãos começam a apresentar contornos serrilhados e pequeno alongamento, que conforme apresentado por MCQUEEN, (1995) são um indicativo da eminência da recristalização. Além disso, linhas aproximadamente paralelas que atravessam o grão austenítico são identificadas (indicadas pelas setas vermelhas), também chamadas de bandas de deformação intragranulares (HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017), Figura 32(b). Segundo TAMURA et al., (1988), estas bandas são usualmente encontradas quando um determinado grau de deformação é aplicado na microestrutura, porém não o suficiente para o início da recristalização, resultando no surgimento destes novos contornos que atravessam o grão. Este fenômeno é frequentemente explorado em PTM de materiais deformados em temperaturas de não recristalização.

A região (c) indicada na Figura 33 atingiu uma deformação de $\bar{\epsilon}$: 1,1. É possível identificar a formação de pequenos grãos ao redor dos grãos maiores (setas em azul), indicando que a recristalização foi iniciada. A região (d) indicada na Figura 33(d), indica que a maior parte da microestrutura se encontra recristalizada, com alguns poucos grãos maiores encruados os quais não recristalizaram (setas amarelas).

Figura 33. Microscopias do TGAP (c) $\bar{\epsilon}$: 1,1; (d) $\bar{\epsilon}$: 1,9. Setas azuis indicam os grãos recristalizados recém nucleados, setas amarelas indicam grãos não recristalizados.

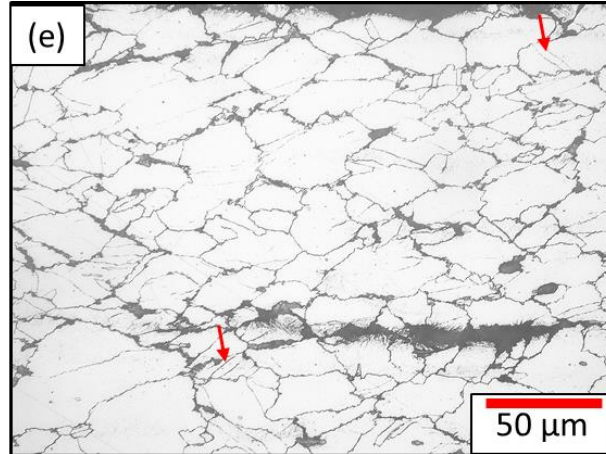


Fonte: Autor.

Na região (e) próxima ao fim do comprimento da cunha, indicada na 72Figura 34, pode-se identificar um TGAP mais grosseiro do que da região anterior, Figura 33(d), e bandas de deformação são novamente identificadas (setas vermelhas), indicando que a deformação necessária para o início da recristalização novamente não foi atingida. Tal resultado corrobora

com os valores de deformação efetiva obtidos pela simulação numérica, a qual indica que a deformação nesta região foi muito menor, $\bar{\epsilon}$: 0,75.

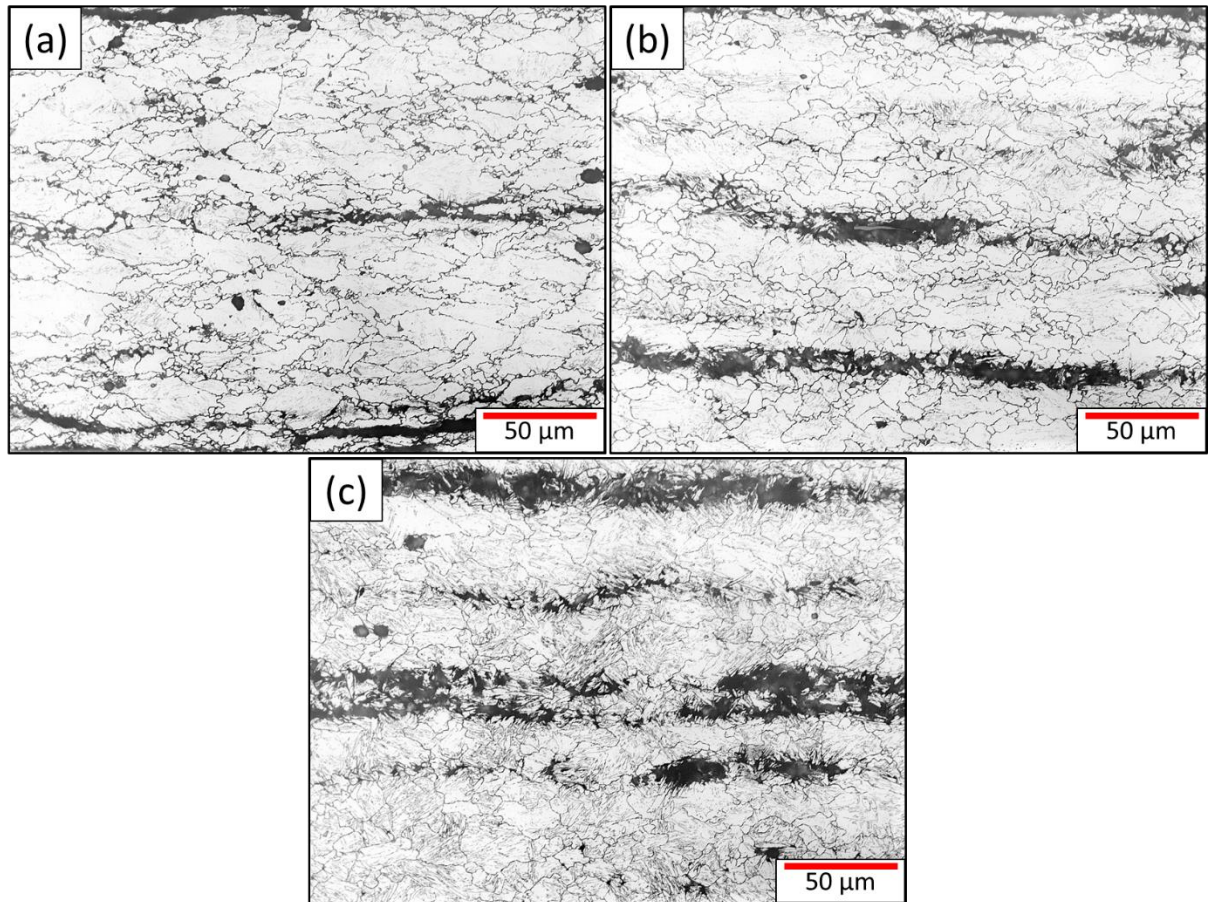
Figura 34. Microscopias do TGAP (e) $\bar{\epsilon}$: 0,75. Setas em vermelho indicando bandas de deformação.



Fonte: Autor.

Em geral, as cunhas forjadas em 1100 °C e 1200 °C apresentaram as mesmas características à deformação, com a particularidade de apresentar menor número de bandas de deformação nas regiões de média deformação e de atingirem uma microestrutura recristalizada mais homogênea, sem a presença de grãos não recristalizados. A Figura 35 apresenta um comparativo do TGAP obtido nas posições nº 7 da cunha forjada à 1100 °C e 1200 °C e da posição nº 8 da cunha forjada à 1000 °C, as quais resultaram em deformações efetivas muito próximas, conforme pode ser concluído pelas simulações apresentadas na Figura 29. É possível ver que para a cunha forjada a 1000 °C, diversos grãos se encontram alongados, com alguns pequenos grãos recristalizados entorno dos grãos encruados. Enquanto que, para as cunhas forjadas em 1100 °C e 1200 °C a microestrutura encontra-se uniforme e sem a presença de grãos alongados, indicando que para estas regiões, o aumento de temperatura irá resultar em uma microestrutura totalmente recristalizada dinamicamente.

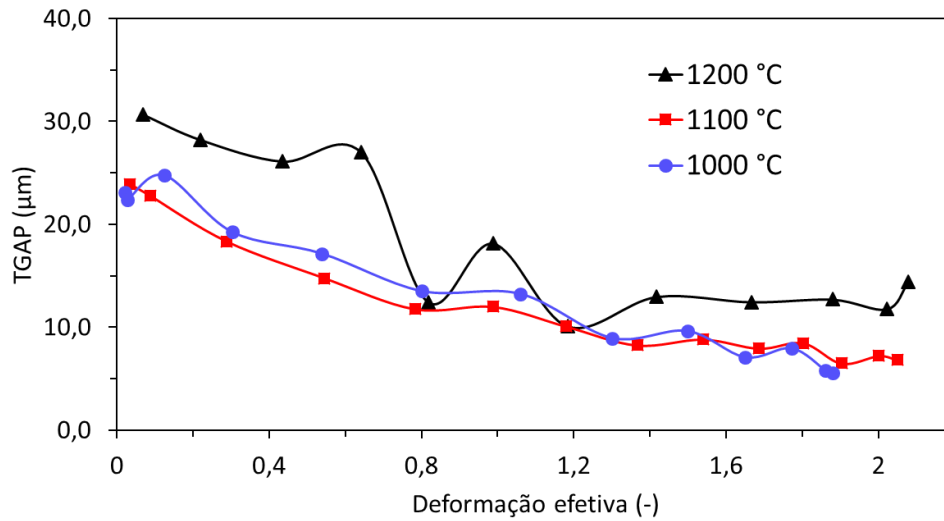
Figura 35. Comparativo do TGAP em regiões com $\bar{\epsilon}$: 1,2 em um mesmo grau de deformação nas cunhas forjadas em (a) 1000 °C, (b) 1100 °C e (c) 1200 °C.



Fonte: Autor.

A Figura 36 apresenta o TGAP quantificado de cada cunha em função da deformação efetiva. As cunhas forjadas em 1000 °C e 1100 °C atingiram um refinamento similar. A cunha forjada a 1200 °C resultou em tamanhos de grãos maiores. O menor grão foi obtido no forjamento a 1000 °C, cerca de 5,5 μm. A certa instabilidade dos resultados a 1200 °C pode estar relacionado ao crescimento de grão mais favorável nestas temperaturas e ainda o crescimento anormal, conforme discutido na seção de crescimento de grão. Além da possível influência do crescimento anormal, o TGAP das cunhas foi quantificado com apenas uma imagem por posição, logo, trata-se de uma quantificação qualitativa neste caso específico. Apesar das variações, as micrografias mostram claramente a mesma tendência, indicando que com o aumento da deformação, ocorreu um refino no TGAP.

Figura 36. TGAP em função da deformação efetiva nas cunhas forjadas.



Fonte: Autor.

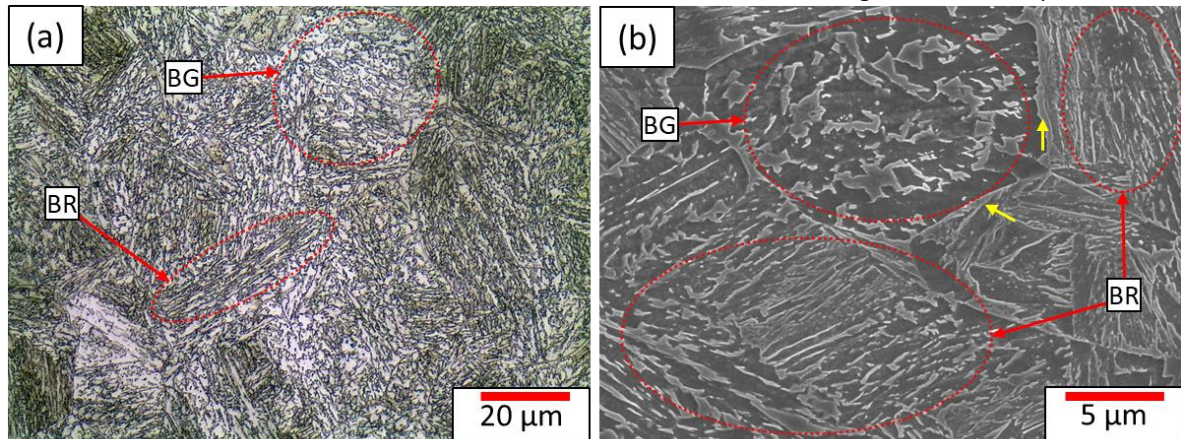
4.3.2.2 Microestrutura de resfriamento contínuo

Baseando-se nos resultados da caracterização feita por microscopia óptica, todas as cunhas resfriadas continuamente apresentaram microestrutura semelhante, independente da temperatura de forjamento. Nas regiões de baixa deformação, a microestrutura é composta por regiões identificadas como BR e BG. Conforme o grau de deformação aumentou, uma menor parcela de BR foi identificada, resultando em uma microestrutura formada predominantemente por BG. Não foi encontrado FP ao longo de nenhuma cunha. As Figuras 36, 37, 38 apresentam em detalhes a caracterização metalográfica da cunha forjada a 1100 °C, porém, resultados similares foram obtidos para as cunhas forjadas em 1000 °C e 1200 °C, as quais podem ser vistas no Anexo 1.

A Figura 37 apresenta a microestrutura da região de não deformação, a qual é possível identificar tanto por MO como por MEV a presença de BG e BR na microestrutura. Na micrografia óptica ((Figura 37(a)) a ferrita bainítica é revelada como as regiões brancas, a qual é encontrada na microestrutura em forma de feixes, caracterizando a BR e em regiões sem uma aparente direção, característica da ferrita pertencente da BG. A austenita retida e o MA não são possíveis de serem distinguidos entre si e são revelados na microestrutura por regiões amareladas/escuras tanto em ripas (pertencente a BR) como em forma de ilhas (característica da BG). Com a maior ampliação obtida na micrografia por MEV (Figura 37(b)), as fases/microconstituintes são melhor identificados. A ferrita bainítica é representada pelas regiões mais escuras e a austenita retida e MA são revelados pelas regiões mais claras, ou em

relevo. É possível identificar nesta região que a austenita retida e/ou MA formam-se no contorno de grão (flechas amarelas na imagem de MEV indicam), possibilitando a identificação do TGAP. Esta característica, apesar de não ser sempre evidente na microestrutura, também já foi reportado em outros trabalhos (LAMBERT et al., 2000; PENG et al., 2018).

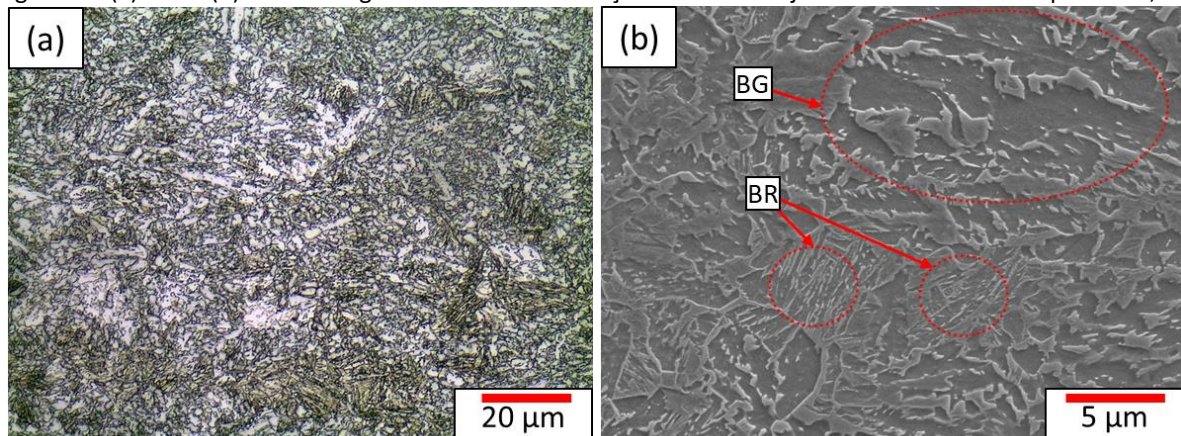
Figura 37. (a)MO e (b)MEV da região sem deformação da cunha forjada a 1100 °C. TGAP: 24 μm e $\bar{\epsilon}$: 0. Flechas amarelas indicando a austenita retida e/ou MA formada no contorno de grão austenítico prévio.



Fonte: Autor.

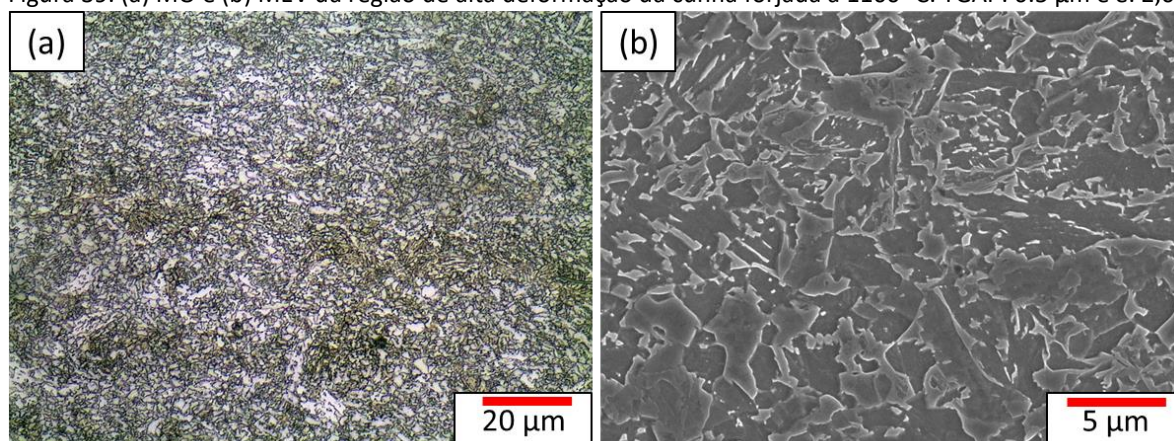
A Figura 38 mostra a região com $\bar{\epsilon}$: 1,40. Com o aumento da deformação, a microestrutura foi formada por BG com uma pequena parcela de BR. Além disso, os contornos de grão já não são mais identificáveis. A Figura 39 apresenta uma região de alta deformação ($\bar{\epsilon}$: 2,0). Nesta região, apenas BG foi identificada na microestrutura.

Figura 38. (a) MO e (b) MEV da região de média deformação da cunha forjada a 1100 °C. TGAP: 8 μm e $\bar{\epsilon}$: 1,40.



Fonte: Autor.

Figura 39. (a) MO e (b) MEV da região de alta deformação da cunha forjada a 1100 °C. TGAP: 6.5 μm e $\bar{\epsilon}$: 2,0.



Fonte: Autor.

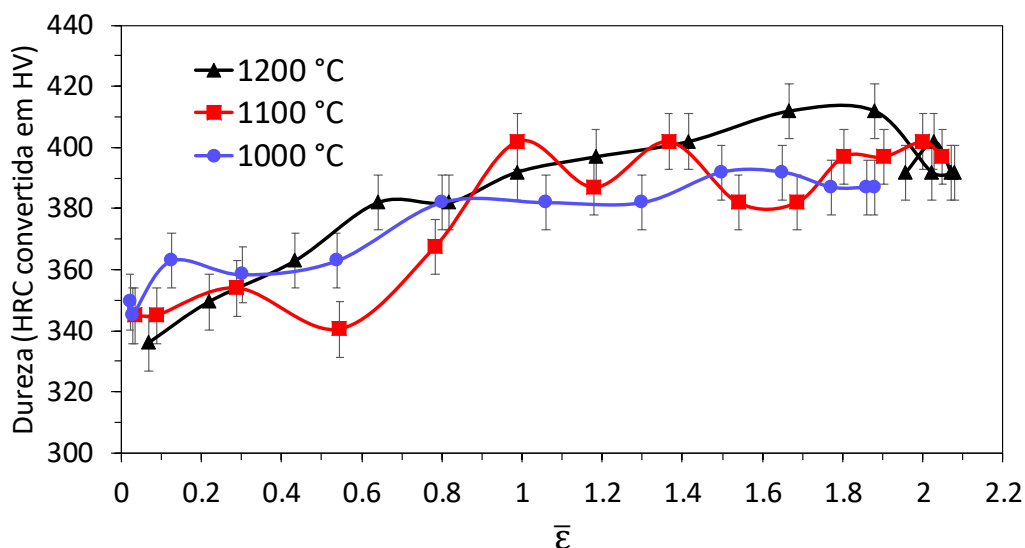
Como mostrado nas micrografias, nas regiões de baixa deformação foi observado uma maior quantidade BR, e com o aumento da deformação uma maior parcela de BG foi identificada. Tais resultados indicam que a deformação favoreceu a formação da BG. PERELOMA; AL-HARBI; GAZDER, (2014) argumenta que um grão austenítico mais grosseiro possui maior volume e, portanto, o crescimento direcional da ferrita bainítica ao longo do grão é facilitado, resultando em feixes de ferrita paralelas com ripas de austenita retida e/ou MA entre a ferrita, característica da BR classificada por CABALLERO, (2012). Com a deformação, o TGAP é reduzido e uma maior parcela de BG foi obtida. Um efeito similar da deformação foi identificado por HWANG; LEE; LEE, (2010) e WANG et al., (2004). Por outro lado, os resultados de (CABALLERO et al., 2012) indicam que com a redução do TGAP, a BR é facilitada, exatamente o oposto do encontrado no presente trabalho.

Curiosamente, baseado nas micrografias, a microestrutura de resfriamento ao ar obtida na região de maior deformação(Figura 39) aparenta ser mais grosseira do que a obtida na região de baixa deformação(Figura 37). Alguns trabalhos argumentam que os blocos grosseiros de ferrita presentes na BG são na realidade constituídos por feixes de ferrita bainítica intercaladas por finas lâminas de AR com elevado enriquecimento de carbono entre as subunidades de ferrita (JOSEFSSON; ANDRÉN, 1988). Porém, investigações por MEV não possui resolução suficiente, sendo possível caracterizar esta fina microestruturas apenas por meio de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) e Tomografia por Sonda Atômica (APT). Apesar deste argumento ser apresentado em outros trabalhos (BHADESHIA, 2015; CABALLERO et al., 2012), todos eles referenciam o mesmo trabalho de Josefsson e Andrén. Até o presente momento, o autor não encontrou estudos, a respeito desta característica da

ferrita presente na BG, suficientes para a formação de uma discussão, sendo necessário a realização de mais estudos a respeito deste tema.

Os resultados de dureza apresentados na Figura 40 indicam um aumento de dureza com o aumento da deformação. Nas regiões de baixa deformação, a dureza encontrada foi próxima do material como recebido, 323 HV. O acréscimo de deformação até cerca de $\bar{\epsilon}$: 1 resultou em um aumento de dureza de 70 HV. O aumento de deformações a partir deste ponto não resultaram em um aumento de dureza. Em geral, o efeito da deformação na dureza foi similar em todas as cunhas forjadas, não havendo variações possíveis de serem identificadas pelos ensaios realizados.

Figura 40. Dureza das cunhas forjadas em função das deformações efetivas em cada região.



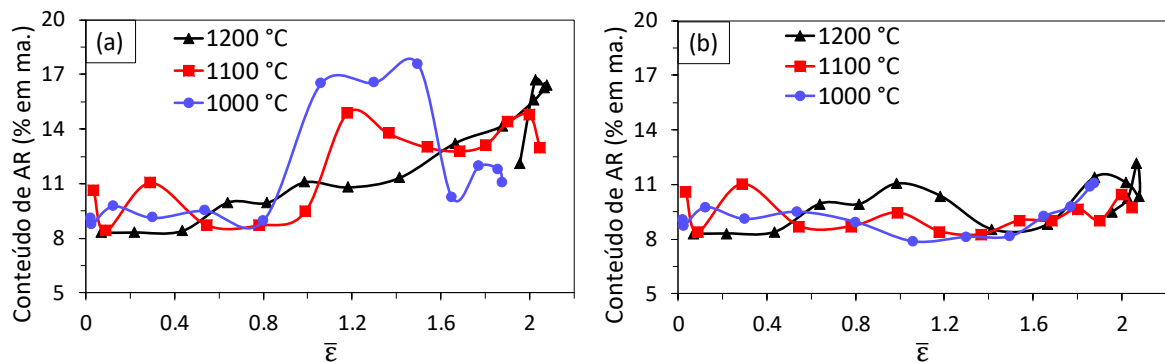
Fonte: Autor.

Este aumento de dureza pode estar relacionado a vários fatores. A primeira é devido ao fato da presença de uma maior quantidade de BG conforme o grau de deformação evolui, porém, na literatura, a BG apresenta menor resistência mecânica do que a BR (CABALLERO et al., 2012). Outra possibilidade é o refino do TGAP, porém, de acordo com ZAJAC et al., (2005) o refino de grão não tende a aumentar a dureza, e sim a tenacidade do material. Uma terceira possibilidade baseia-se no fato das deformações do forjamento resultarem em um aumento da densidade de discordâncias no material e como reflexo disso, aumento da dureza. Tal hipótese é mais detalhadamente discutida a seguir.

4.3.2.3 Caracterização por DRX

Como mencionado na metodologia, as microestruturas das cunhas forjadas apresentaram efeito de textura que afetou a quantificação de austenita retida das mesmas. Através da técnica de DRX a Figura 41(a) apresenta a fração de austenita retida em função da deformação aplicada sem levar em consideração o efeito de textura. É possível verificar que deformações acima de $\bar{\epsilon}$: 0.8 resultaram em um grande salto na fração de austenita retida com uma posterior queda, principalmente para as cunhas forjadas em 1000 °C e 1100 °C. A cunha forjada em 1200 °C apresentou um aumento gradativo em função da deformação. Com a realização de mais experimentos levando em conta o efeito de textura no material, Figura 41(b), é possível identificar que não houve aumento ou diminuição significativo da fração de austenita retida devido à deformação.

Figura 41. Fração de austenita retida das cunhas forjadas: (a) Quantificação sem correção; (b) com correção.



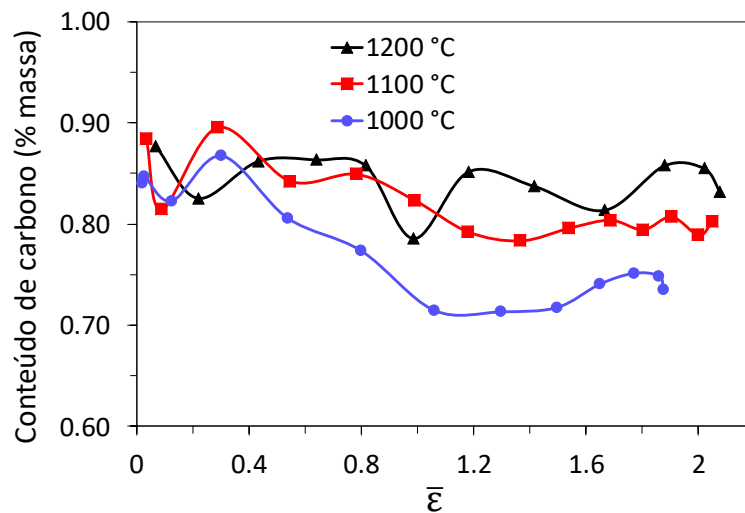
Fonte: Autor.

O Software TOPAS possibilita a consideração de textura em seu refinamento por meio da implementação da função de March-Dollase para materiais com orientação preferencial em um único plano (DOLLASE, 1986; MARCH, 1932), ou por um conjunto de funções harmônicas esféricas para o caso de múltiplas orientações preferenciais (JÄRVINEN, 1993). Porém, tais abordagens são baseadas apenas em funções matemáticas, as quais devem ser implementadas de forma cuidadosa no software, podendo levar a resultados incorretos se mal utilizados (DINNEBIER; LEINEWEBER; EVANS, 2018). Desta forma, optou-se pela realização de ensaios de DRX adicionais com o intuito de minimizar o efeito da textura na análise baseado em um maior número de resultados em vez de aplicação de tais funções matemáticas.

Por meio das determinações do parâmetro de rede da austenita retida e da Equação (6), o enriquecimento de carbono médio pode ser estimado. A Figura 42 mostra o teor de carbono da austenita retida em função da deformação efetiva. Em geral, a austenita retida

apresentou um teor de carbono muito superior ao da composição química do material, a qual é de cerca de 0.18%C em massa. Isso se deve ao fato da presença de Si na composição química, a qual inibe a formação de cementita no material, resultando em um enriquecimento de carbono da austenita remanescente. Nas regiões de baixa deformação, o teor de carbono atingiu cerca de 0.85% em todas as cunhas. Na cunha forjada a 1000 °C, conforme a deformação foi aumentada, ocorreu uma redução da quantidade de carbono. A cunha forjada a 1100 °C apresentou o mesmo comportamento, porém menos acentuado. Na cunha forjada a 1200 °C a austenita retida aparentou manter o teor de carbono constante.

Figura 42. Conteúdo de carbono na austenita retida das cunhas forjadas



Fonte: Autor.

Este enriquecimento maior da austenita retida nas regiões de baixa deformação pode estar relacionado a maior fração de BR. TIMOKHINA; HODGSON; PERELOMA, (2004) demonstram que ferritas bainíticas paralelas favorecem a formação de austenita retida com maior enriquecimento de carbono e maior estabilidade térmica e mecânica. Devido ao crescimento paralelo das ripas de ferrita bainítica, a austenita remanescente entre as ripas acaba por ser enriquecida em mais de uma direção. No caso da BG, formam-se blocos de austenita retida menos enriquecidos e com menor estabilidade.

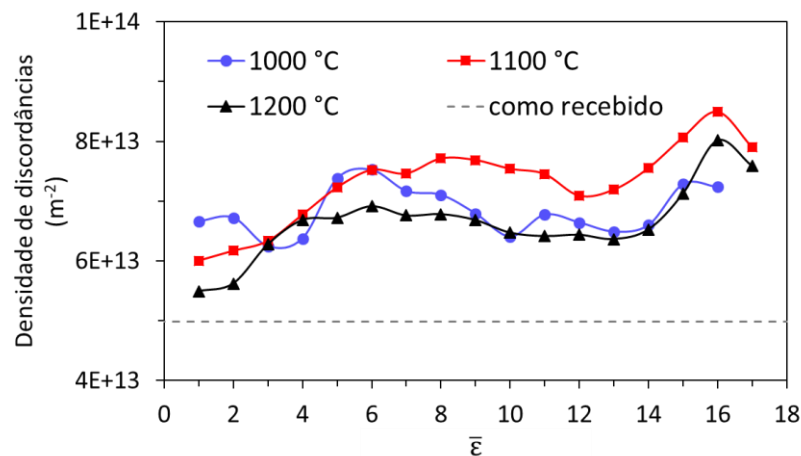
A densidade de discordâncias (ρ) na microestrutura também pode ser estimada de acordo com a equação (9) (REMENTERIA et al., 2017; SMALLMAN; WESTMACOTT; WESTUCOTT, 2010; WILLIAMSON; HALL, 1953) onde “ ϵ ” é a microdeformação, “D” tamanho do cristalito e “b” o vetor de burger:

$$\rho = \frac{3\sqrt{2\pi\epsilon}}{Db} \quad (9)$$

Para a quantificação de “ ρ ”, o software TOPAS possibilita como resultado do refinamento a obtenção de D e ϵ que contribuem para o alargamento do pico. O “ D ” representa o tamanho médio dos domínios cristalinos difratados da fase e tem seu tamanho reduzido com o aumento de defeitos como discordâncias e contornos de grão da fase. O “ ϵ ” representa a variação do espaçamento interplanar da fase devido a tensões residuais de 2ª e 3ª ordem presente na microestrutura local, também contribuindo para o alargamento dos picos difratados da fase (DINNEBIER; LEINEWEBER; EVANS, 2018).

Baseada nestas quantificações de “ D ” e “ ϵ ” e a equação (9), a Figura 43 apresenta a estimativa da densidade de discordâncias em função das posições definidas anteriormente (Figura 19) e do material em seu estado como recebido. De modo geral, as cunhas apresentaram uma densidade de discordância maior do que o material em seu estado como recebido. Mesmo nas posições de deformação nula ou muito baixa (1 e 2) a densidade de discordância foi maior do que do material como recebido, sendo esta diferença maior quanto menor foi a temperatura de forjamento. A cunha forjada a 1000 °C resultou em um pico de densidade de discordâncias em torno da posição 6, seguida por uma queda enquanto que as cunhas deformadas a 1100 °C e 1200 °C apresentaram um aumento inicial até atingir valores constantes entre regiões intermediárias das cunhas (aproximadamente das posições 5 a 13). Nas últimas posições, todas as cunhas resultaram em um salto nos valores de densidade de discordâncias.

Figura 43. Densidade de discordâncias do material como recebido e das cunhas forjadas em função da deformação efetiva.



Fonte: Autor.

Como mostrado na Figura 35, a cunha forjada a 1000 °C apresentou microestrutura não recristalizada em níveis de deformação onde as cunhas forjadas a 1100 °C e 1200 °C já apresentavam uma microestrutura recristalizada, indicando que um maior grau de deformação foi necessário para dar início à recristalização da cunha forjada em 1000 °C. Isso implica em um acúmulo maior de defeitos por encruamento. Com o início da recristalização, esta quantidade de defeitos é reduzida até atingir um platô onde a geração de discordâncias devido deformação são contrabalanceadas pela aniquilação das mesmas pela recristalização. Uma possível causa da aparente queda na quantidade de discordâncias da cunha forjada a 1000 °C está relacionada ausência deste equilíbrio nos mecanismos pelo fato da deformação máxima nesta cunha serem menor. Desta forma, as regiões que atingiram as deformações necessárias para o início da recristalização, não foram posteriormente deformadas o suficiente para contrabalancear a redução na densidade de discordâncias causada pela recristalização.

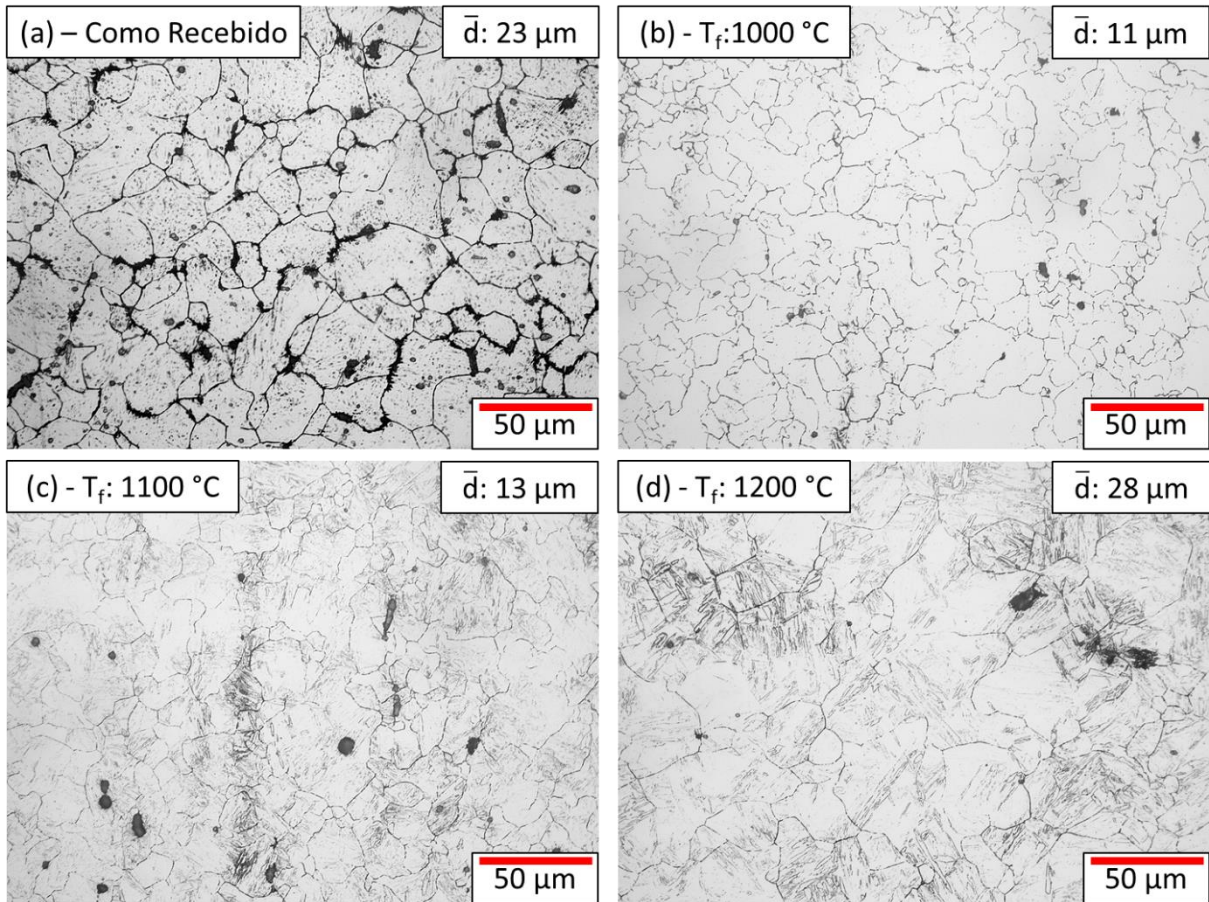
Por outro lado, o início da recristalização das cunhas forjadas a 1100 °C e 1200 °C foi mais cedo, desta forma, os mecanismos de encruamento e recristalização conseguiram atingir um equilíbrio, mantendo o valor de densidade de discordâncias constantes ao longo do aumento das deformações. O aumento da quantidade de discordâncias indicado nas posições finais (de 15 a 17) em todas as cunhas é relacionado queda de deformação efetiva nestas regiões e a não recristalização das mesmas, conforme já mencionado na Figura 34. Pela ausência da recristalização, as deformações nestas regiões resultaram em encruamento dos grãos e conseqüentemente a geração de um maior número de discordâncias.

4.4 PARTE II – CARACTERIZAÇÃO DOS *BILLETS* FORJADOS

4.4.1 Efeito da temperatura de forjamento no TGAP dos *billets* forjados

A Figura 44 mostra a morfologia dos TGAP imediatamente após a etapa de forjamento e como comparação apresenta o TGAP referente ao material como recebido. A deformação a 1000 °C e 1100 °C, conforme demonstrado na Figura 44(b) e (c) respectivamente, resultaram em um refinamento similar, atingindo um TGAP aproximadamente 50 % menor do que o material em seu estado como recebido (Figura 44(a)). A deformação a 1200 °C resultou em um TGAP um pouco maior do que o material como recebido, Figura 44(d), indicando que devido a maior temperatura, o crescimento de grão foi favorecido após a deformação plástica, anulando o refino de grão gerado pela recristalização.

Figura 44. MO dos TGAP após deformação a quente dos billets cilíndricos.

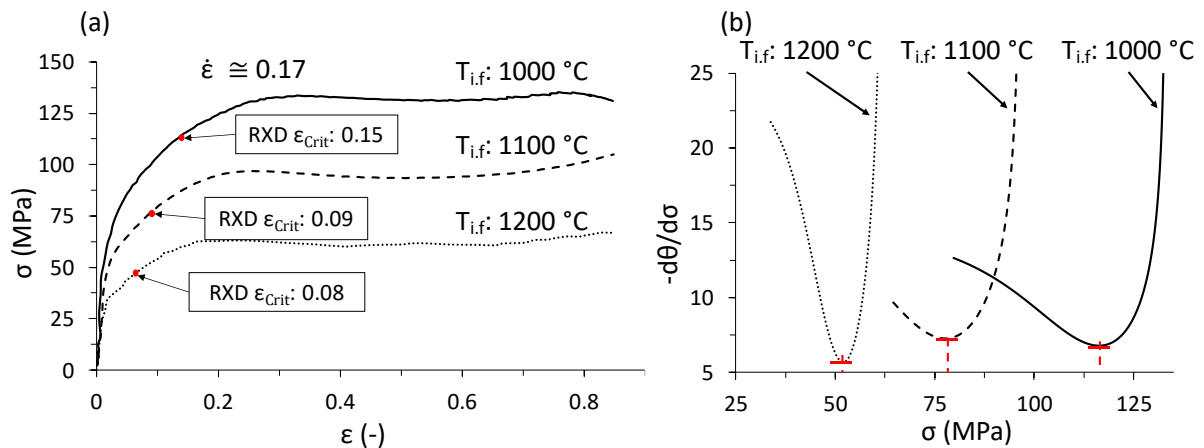


Fonte: Autor.

4.4.2 Deformações críticas

A Figura 45(a) apresenta as curvas tensão-deformação verdadeiras obtidas dos forjamentos dos *billets*. Com base nestas curvas, o início da recristalização dinâmica (RDX) pode ser determinado pelo método da dupla derivação proposto por Poliak e Jonas (POLIAK; JONAS, 1996). A Figura 45(b) apresenta a derivada da taxa de encruamento em função da tensão de escoamento, onde o valor mínimo corresponde a uma tensão crítica, e conseqüentemente, uma deformação crítica ϵ_{crit} a qual indica o momento onde a taxa de encruamento atinge seu valor mínimo e quando os mecanismos de recristalização se iniciam.

Figura 45. (a) Curvas tensão-deformação verdadeiras do PTM dos billets; (b) curvas $-(d\theta/d\sigma)$ versus σ , onde o valor mínimo corresponde à tensão crítica.



Fonte: Autor.

Tanto a Figura 45(a) quanto a (b) mostram que a deformação necessária para o início da RXD diminui com o aumento da temperatura. O forjamento a 1200 °C apresentou a menor deformação crítica e conforme a temperatura de forjamento diminuiu para 1100 °C e 1000 °C, um maior grau de deformação foi necessário para o início da RXD. Apesar do aumento de temperatura diminuir a deformação crítica, a mesma resulta em grãos austeníticos mais grosseiros na etapa de austenitização, os quais tem o efeito de retardar o início da recristalização dinâmica devido à redução dos contornos de grão, os quais são os principais sítios de nucleação de novos grãos (HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017). Conforme mostrado por Derby (DERBY, 1991), o TGAP obtido após deformação não deve ser relacionado ao TGAP antes, sendo associado apenas com a taxa de deformação e a temperatura a qual definem a forma da curva de escoamento. Este comportamento pode ser visto quando comparado as curvas da Figura 45(a) com os respectivos TGAP da .

Figura 44. O forjamento a 1000 °C resultou nas maiores tensões de escoamento em torno de 140 MPa e um TGAP de 11 μm . Conforme a temperatura foi aumentada para 1100 °C as tensões foram reduzidas para cerca de 90 MPa e o TGAP resultante foi um pouco maior, 13 μm . Na temperatura de 1200 °C as tensões foram reduzidas para cerca de 60 MPa e resultou em um maior TGAP final de 28 μm .

4.4.3 Microestrutura de resfriamento contínuo dos *billets* forjados

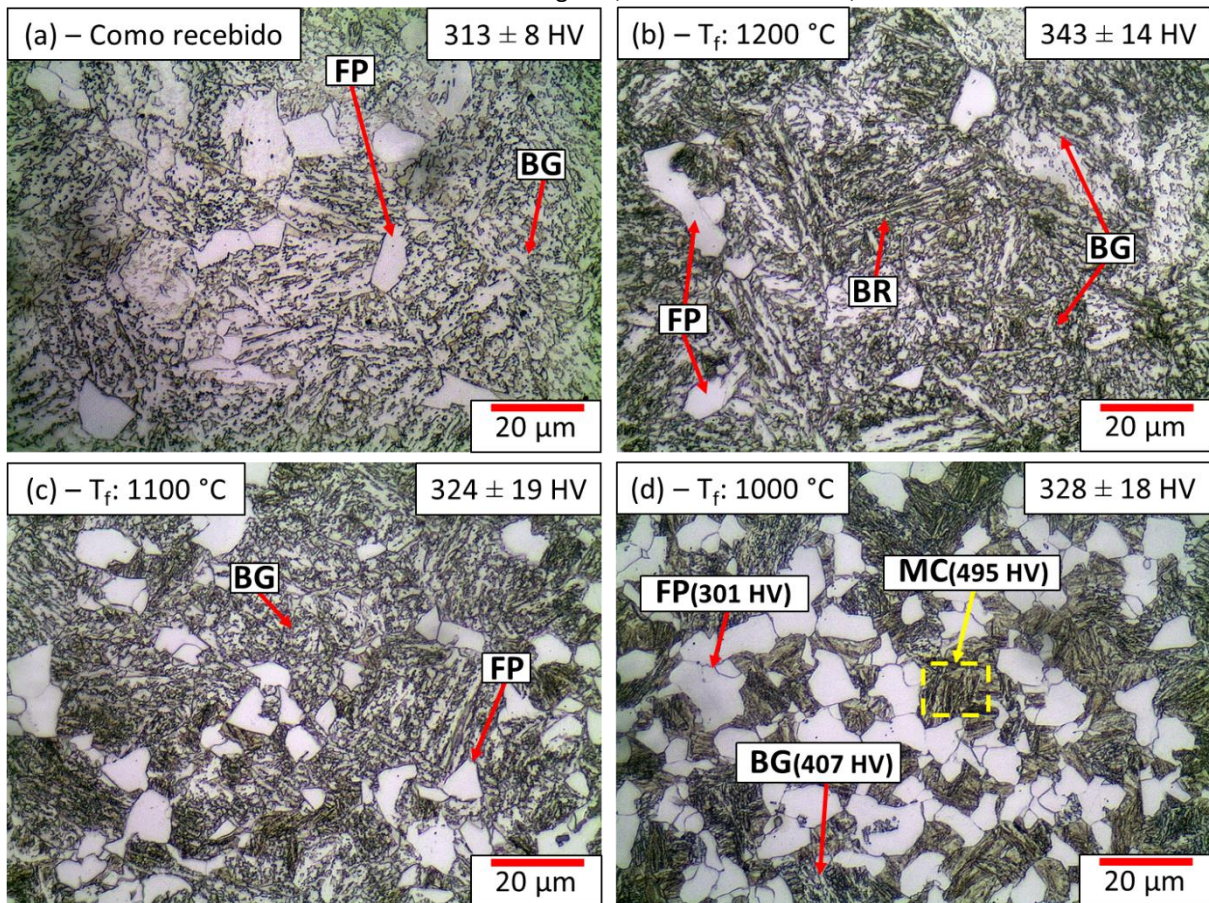
A Figura 46 mostra a microestrutura e as durezas das amostras forjadas e resfriadas em ar e, como comparativo, apresenta a microestrutura do material como recebido. O forjamento a 1200 °C, Figura 46(b), resultou em uma microestrutura composta em

principalmente por BG, algumas regiões com BR e uma pequena fração de FP. Conforme a temperatura de forjamento é reduzida para 1100 °C, Figura 46(c), a fração de FP aumentou. A Figura 46(d) apresenta a microestrutura resultante do forjamento a 1000 °C. Uma maior fração de FP foi encontrada, com uma dureza de 301 HV. Além da BG, um terceiro microconstituente foi encontrado com dureza de 495 HV, indicado em amarelo (quadrado tracejado). Esta fase aparenta ter morfologia em pacotes, como para martensita de baixo carbono. A dureza deste microconstituente é 90 HV maior do que a BG, indicando que esta fase muito provavelmente trata-se de martensita que se formou durante o resfriamento ao ar do *billet* forjado a 1000 °C.

Em comparação as microestruturas de resfriamento das cunhas forjadas (Figura 37, 38 e 39), a principal diferença é a presença de FP na microestrutura, a qual não foi observada nas cunhas. Em relação a microestrutura bainítica, é possível identificar a presença de uma pequena parcela de BR no *billet* forjado a 1200 °C, o qual desenvolveu o maior TGAP após deformação (veja Figura 44(c)) similar as regiões de baixa deformação na cunha, a qual resultaram em um TGAP também mais grosseiro, Figura 37. Nos *billets* forjados a 1100 °C e 1000 °C a presença mais significativa de FP tornou difícil uma comparação com as cunhas. Devido a maior massa dos *billets*, o resfriamento em ar dos forjados resultou em taxas de resfriamento mais lentas em comparação as apresentadas na cunha, favorecendo a formação de FP. Com a redução do TGAP dos *billets* forjados, a formação de FP foi ainda mais evidente.

O aumento da fração de FP é um efeito direto do TGAP após o forjamento. SIETSMA, (2012) afirma que os contornos de grãos são os locais de preferencial nucleação deste tipo de ferrita durante o resfriamento e refinamento dos grãos de austenita implicam em um aumento da área superficial total dos grãos (S_v). Portanto, para um mesmo processo uma maior quantidade de FP é formada na microestrutura com menor TGAP, resultados similares foram obtidos por (ARANDA et al., 2014; LI et al., 2013; LIU et al., 2013).

Figura 46. MO do (a) material como recebido e as amostras forjadas em (b) 1200 °C, (c) 1100 °C e (d) 1000 °C resfriadas continuamente. FP: Ferrita Poligonal; BG: Bainita Granular; MC: Microconstituente.



Fonte: Autor.

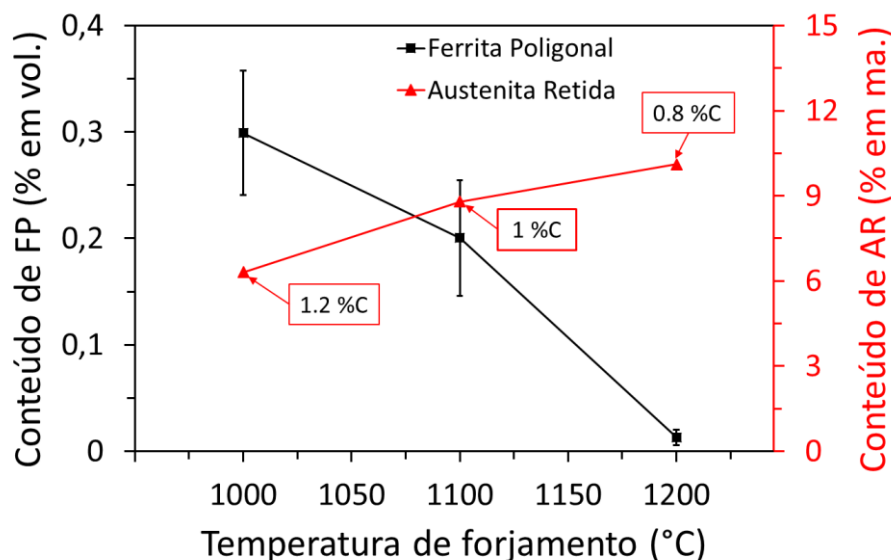
A formação da FP durante o resfriamento pode afetar de duas formas distintas a formação da bainita. Conforme reportado por Quidort e Brechet (QUIDORT; BRECHET, 2001) a formação de frações de ferrita inferiores a 10 % nos contornos de grão, aumentam o número de sítios de nucleação da bainita. Uma vez que os contornos de grão também são os locais preferenciais para a nucleação da bainita, a formação de ferrita resulta da aceleração de transformação de fase. Porém, Zhu et al. (ZHU et al., 2013) mostrou que conforme a ferrita nucleia e cresce, o C e outros elementos de liga particionam para a austenita remanescente, porém, devido a diminuição da velocidade de difusão durante o resfriamento, este enriquecimento acaba não sendo homogêneo. Isto resulta em interfaces austenita-ferrita com maiores concentrações destes elementos do que nas regiões centrais da austenita remanescente.

Esta heterogeneidade da composição química na austenita dificulta a transformação bainítica nas regiões mais ricas, enquanto que facilitaria a transformação martensíticas nas regiões centrais mais pobres em temperaturas maiores. LAMBERT et al., (2000) também

encontrou variações da composição química da austenita e por meio de microscopia eletrônica de transmissão (MET), identificou que discordâncias no interior da austenita podem servir como ponto de nucleação da martensita. Isso corrobora com os resultados de microdureza e indicam que o microconstituente em amarelo da Figura 46(d) de fato é martensita.

A Figura 47 mostra a quantificação da FP, austenita retida e teor de carbono da austenita retida nos *billet* forjados. O forjamento a 1000 °C resultou em 30 % de FP e 6% de austenita retida. Com o aumento da temperatura de forjamento, uma menor fração de FP foi encontrada e a fração de austenita retida aumentou. Na temperatura de 1200 °C, a FP foi grandemente reduzida e 10% de austenita retida foi encontrada. O teor de C da austenita retida aumentou conforme a temperatura de forjamento foi reduzida. Em 1000 °C, a austenita retida atingiu 1.2%C em massa, conforme a temperatura foi reduzida, a concentração de carbono foi reduzida para 1%C e 0.8%C em 1100 °C e 1200 °C, respectivamente. Desta forma, a heterogeneidade de carbono causada pela formação de FP promoveria a transformação martensíticas da austenita com menor teor de carbono, deixando em temperatura ambiente apenas austenita com mais alto carbono, a qual possui maior estabilidade.

Figura 47. Relação entre temperatura de forjamento, fração de FP, austenita retida e teor de carbono da austenita.



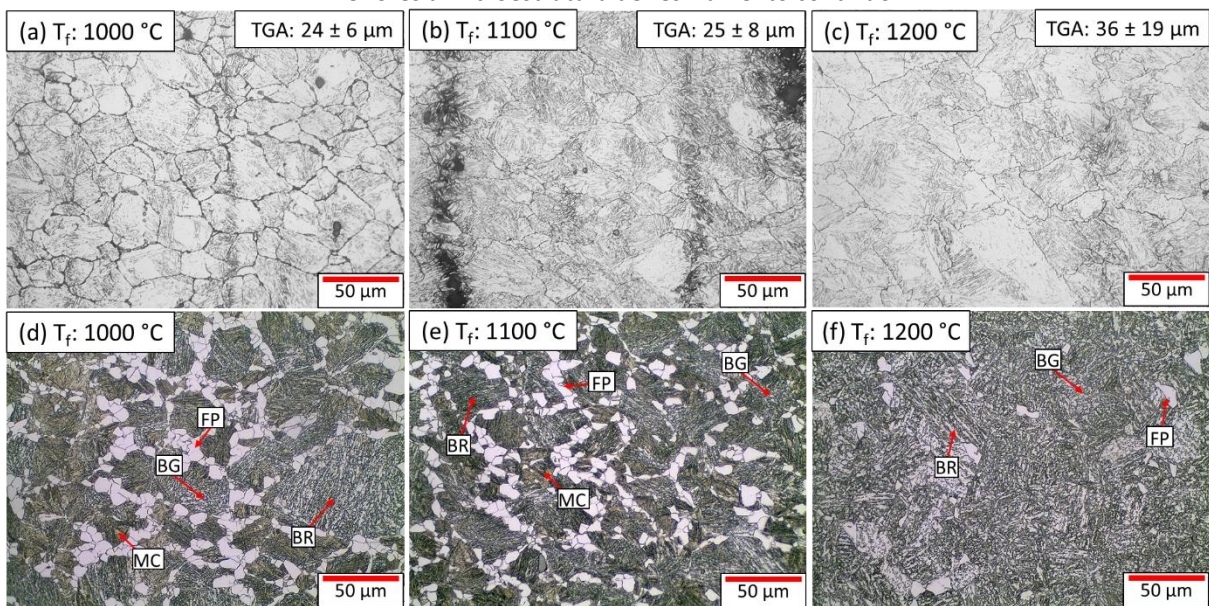
Fonte: Autor.

4.4.4 Regiões de deformação não homogêneas dos *billets*.

Como mencionado na metodologia, as regiões 1, 3, 4, 6, 7, 9 da Figura 20 apresentaram baixa deformação e intensos gradientes térmicos durante o forjamento, devido ao contato

com as matrizes. A Figura 48 apresenta os contornos de grão (a,b,c) e a microestrutura de resfriamento contínuo (d,e,f) da região n°4 dos *billets* forjados a 1000 °C, 1100 °C e 1200 °C, respectivamente. É possível identificar que o TGAPs encontram-se próximos dos obtidos pelos ensaios de crescimento de grão mostrados na Figura 27, e são muito mais grosseiro do que os obtidos nas regiões de deformação homogênea, apresentadas na Figura 44. Isto indica que devido à baixa deformação e mais rápida perda de temperatura, estas regiões não foram submetidas a recristalização.

Figura 48. Microestrutura da região de deformação heterogênea dos *billets* forjado, Imagens superiores TGAP e inferiores a microestrutura de resfriamento contínuo.



Fonte: Autor.

Na microestrutura resfriada continuamente dos *billets* forjados a 1000 °C e 1100 °C, fica evidente a formação preferencial de FP nos contornos de grão devido ao grão austenítico mais grosseiro. Além disso, em razão da baixa deformação, é possível identificar BR em diversos grãos, de forma semelhante como foi identificado nas regiões de baixa deformação das cunhas forjadas (veja Figura 37). Em grãos austeníticos menores, envoltos por uma maior quantidade de FP, foi observado em seus interiores o mesmo microconstituente anteriormente identificado com dureza alta a qual indica ser martensita (veja Figura 46(d)). Em grãos maiores com menos ferrita ao seu redor, BG ou BR foi obtido no seu interior, indicando que devido ao seu maior volume e menor quantidade de FP em seu entorno, uma menor heterogeneidade de carbono foi obtida, propiciando a formação de bainita nestas regiões.

Por outro lado, o microconstituente de maior dureza foi sempre encontrado em regiões envoltas por uma maior quantidade de FP, onde conforme (LAMBERT et al., 2000; ZHU et al., 2013) resulta em uma maior heterogeneidade da composição química da austenita, favorecendo a formação de martensita. No *billet* forjado a 1200 °C, é possível identificar a formação de BR, BG e uma pequena fração de FP, sendo esta microestrutura semelhante as regiões de deformação homogêneas do mesmo *billet*.

4.4.5 Resumo da caracterização

A Tabela 9 mostra os principais resultados dos *billets* processados termomecanicamente em diferentes temperaturas de forjamento. A caracterização mostra que a temperatura de forjamento afeta o TGAP o qual impacta significativamente na composição dos microconstituintes e fases da microestrutura. Isso significa que modificando a temperatura de forjamento, diferentes proporções de microconstituintes podem ser obtidos sem modificar o parâmetro de resfriamento. O menor TGAP foi obtido à 1000 °C, resultou em uma maior fração de FP, menor quantidade de austenita retida, martensita e BG. Forjamentos a 1100 °C resultaram em um TGAP similar, com uma menor fração de FP e maior quantidade de austenita retida e BG. À 1200 °C, o TGAP demonstrou que devido a maior temperatura, o grão obtido foi similar ao material como recebido, uma pequena fração de FP foi obtida e maiores quantidades de austenita retida e BG.

Tabela 9. Sumário da caracterização microestrutural dos *billets* processados termomecânicamente.

Temperatura de forjamento	TGAP (μm)	Microestrutura	FP (% vol.)	AR (% ma.)	Dureza (HV_1)
Como recebido	$24 \pm 3,2$	BG+FP	$3,5 \pm 1,8$	10,5	323 ± 8
1000 °C	$11 \pm 1,7$	FP+MC+BG	$30,0 \pm 5,8$	6,3	328 ± 18
1100 °C	$13 \pm 3,0$	BG+FP	$20,0 \pm 5,4$	8,8	324 ± 19
1200 °C	$28 \pm 5,3$	BG+FP	$1,3 \pm 0,8$	10,1	343 ± 14

Fonte: Autor.

5 CONCLUSÕES

No presente trabalho, foram realizados ensaios de forjabilidade, tratamento térmico e rotas termomecânicas com o objetivo de compreender o efeito das etapas de austenitização e deformação no tamanho do grão austenítico prévio e microestrutura final de um aço bainítico de resfriamento contínuo DIN 18MnCrSiMo6-4. Com base nos resultados e discussões apresentados, é possível realizar as seguintes conclusões:

- Foi possível determinar efeitos da etapa de aquecimento e de forjamento no Tamanho de Grão Austenítico Prévio (TGAP) e na microestrutura bainítica de resfriamento contínuo do aço e identificar estas características no processamento termomecânico de *billets* cilíndricos.
- Experimentos de tratamento térmico com diferentes temperaturas e tempos de austenitização indicaram que temperaturas de 1200 °C promovem um significativo crescimento de grão e crescimento anormal de grãos. No entanto, o crescimento anormal de grão pode ser evitado em temperaturas de 1000 °C e 1100 °C. O crescimento anormal foi associado à dissolução parcial ou total de precipitados nas temperaturas de 1200 °C. Com a redução da temperatura, o crescimento de grão foi reduzido. Em temperaturas de 1000 °C um pequeno crescimento foi observado apenas entre 20 e 40 minutos de tempo em temperatura.
- Ensaios de forjabilidade de cunha em todas as temperaturas indicam que a deformação não modificou a fração de austenita retida na microestrutura bainítica, porém, grãos austeníticos mais grosseiros propiciaram a formação de bainita em ripas enquanto que grãos menores obtidos por recristalização dinâmica favorecem a formação de bainita granular. Tais resultados também foram encontrados em *billets* cilíndricos processados termomecanicamente.
- A variação da temperatura de forjamento de rotas termomecânicas dos *billets* cilíndricos resultou em variações significativas na microestrutura. A redução na temperatura de forjamento de 1200 °C para 1100 °C e 1000 °C levou a um refinamento do TGAP e uma maior fração de FP foi encontrada na microestrutura.
- Quanto mais baixa a temperatura de forjamento, maior a quantidade de ferrita poligonal, menor a fração de austenita retida e mais favorável à formação de um terceiro microconstituente, possivelmente martensítico.

- Com base na metodologia aplicada, identificou-se duas principais rotas de processamento termomecânico:
 - Realizar a etapa de forjamento à 1200 °C e resfriamento a ar calmo caso a aplicação deste material necessite de uma microestrutura majoritariamente bainítica, 10% de AR com TGAP entre 7 e 8 ASTM (32 µm a 23 µm, respectivamente) e frações de AR de 10 por cento.
 - O forjamento do material à 1100 °C é recomendado quando pretende-se obter uma microestrutura formada por 20% de FP, 9% de AR e BG com TGAP entre 9 a 10 ASTM (16 µm a 11 µm, respectivamente).

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realização de ensaios mecânicos dos *billets* forjados para caracterizar o efeito de cada tipo de microestrutura nas propriedades mecânicas do aço DIN 18MnCrSiMo6-4.
- Realização de processamentos termomecânicos com forjamento em matriz fechada.
- Aplicação de novas rotas termomecânicas que possibilitem obter um alto refino de TGAP com diferentes meios de resfriamentos para a obtenção de microestruturas otimizadas.
- Aplicar rotas termomecânicas em outros aços bainíticos com maiores teores de carbono.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALTAN, Taylan; NGAILE, Gracious; SHEN, Gangshu. **Cold and Hot Forging**. 1. ed. Materials Park, OH: ASM International, 2005. Disponível em: <https://www.asminternational.org/search/-/journal_content/56/10192/05104G/PUBLICATION>

ANDREWS, K. W. **Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures** *Journal of the iron and steel Institute*, 1965.

ARANDA, M. M. et al. Effect of prior austenite grain size on pearlite transformation in A hypoeutectoid Fe-C-Mn steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, [s. l.], v. 45, n. 4, p. 1778–1786, 2014.

ASM INTERNATIONAL. **Volume 9: Metallography and Microstructure**. 9. ed. Materials Park, OH: ASM International, 2004. v. 9 Disponível em: <www.asminternational.org>

ASM, International Handbook Committee. **Volume 14: Forming and Forging**. 9. ed. Novelty, Ohio: ASM International, 1993. v. 14 Disponível em: <www.asminternational.org>

ASTM INTERNATIONAL. E140 Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, Scleroscope Hardness, and Leeb Hardness. **ASTM International**, [s. l.], p. 1–25, 2013. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E140>>

ASTM INTERNATIONAL. Standard test methods for determining average grain size. **ASTM International**, [s. l.], p. 1–28, 2014.

ASTM INTERNATIONAL. Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. **ASM International**, [s. l.], v. 07, n. December, p. 51–66, 2015.

ASTM INTERNATIONAL. E18 Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials. **ASTM International**, [s. l.], p. 1–38, 2017. a. Disponível em: <<http://www.ansi.org>>

ASTM INTERNATIONAL. E384 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. **ASTM International**, [s. l.], p. 1–40, 2017. b. Disponível em: <<https://www.astm.org/Standards/E384.htm>>

BELADI, H. et al. Effect of thermomechanical parameters on the critical strain for ultrafine ferrite formation through hot torsion testing. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v.

367, n. 1–2, p. 152–161, 2004.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in steels**. 3. ed. Cambridge: Maney Publishing, 2015. Disponible em: <http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2018/Bainite_3.pdf>

BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. **Steels: Microstructure and Properties**. 3th edition. Cambridge: Elsevier, 2006.

BLECK, W. et al. Microalloyed Engineering Steels with Improved Performance – an Overview. **HTM Journal of Heat Treatment and Materials**, [s. l.], v. 72, n. 6, p. 346–354, 2017. Disponible em: <<http://www.hanser-elibrary.com/doi/10.3139/105.110339>>

BRAMFITT, B. L.; SPEER, J. G. A perspective on the morphology of bainite. **Metallurgical Transactions A**, [s. l.], v. 21, n. 3, p. 817–829, 1990.

CABALLERO, F. G. Carbide-free bainite in steels. In: **Phase Transformations in Steels**. [s.l.] : Elsevier, 2012. v. 1p. 436–467.

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. Disponible em: <<http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/1743284710Y.0000000047>>

CABALLERO, F. G. et al. **New Advanced Ultra High Strength Bainitic Steels : Ductility and Formability** (European Commission, Ed.). Luxembourg, Luxembourg: Publication office of the european union, 2013. Disponible em: <<https://publications.europa.eu/en/publication-detail/-/publication/9f8dc6ba-d882-48da-9b7b-aa8d7f00dd24>>.

CAO, Jie et al. Effects of thermomechanical processing on microstructure and properties of bainitic work hardening steel. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 639, p. 192–197, 2015. Disponible em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.005>>

CELADA-CASERO, Carola; SIETSMA, Jilt; SANTOFIMIA, Maria Jesus. The role of the austenite grain size in the martensitic transformation in low carbon steels. **Materials and Design**, [s. l.], v. 167, 2019.

CHANG, L. C.; BHADESHIA, H. K. D. H. Microstructure of lower bainite formed at large undercoolings below bainite start temperature. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v.

12, n. 3, p. 233–236, 1996. Disponível em:
<<http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/mst.1996.12.3.233>>

CIA, Central Intelligence Agency. **The World Factbook**Cia. Washington, DC. Disponível em:
<https://www.cia.gov/library/publications/the-world-factbook/geos/print/country/countrypdf_us.pdf>.

COLPAERT, Humbertus. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2008.

DEARDO, A. J. Metallurgical basis for thermomechanical processing of microalloyed steels. **Ironmaking & Steelmaking**, [s. l.], v. 28, n. 2, p. 138–144, 2003.

DENNIS, J.; BATE, Pete S.; HUMPHREYS, F. John. Abnormal Grain Growth in Metals. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 558–559, p. 717–722, 2007. Disponível em:
<<http://www.scientific.net/MSF.558-559.717>>

DERBY, B. THE DEPENDENCE OF GRAIN SIZE ON STRESS DURING DYNAMIC RECRYSTALLISATION. **Acta Metallurgica et Materialia**, [s. l.], v. 39, n. 5, p. 955–962, 1991. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/095671519190295C>>

DIETER, George E.; KUHN, Howard a.; SEMIATIN, S. Lee. **Handbook of Workability and Process Design**. [s.l: s.n.].

DINNEBIER, Robert E.; LEINEWEBER, Andreas; EVANS, John S. O. **Rietveld Refinement - Practical Powder Diffraction Pattern Analysis using TOPAS**. De Gruyter ed. Berlin, Boston: De Gruyter, 2018. Disponível em:
<<http://www.degruyter.com/view/books/9783110461381/9783110461381-201/9783110461381-201.xml>>

DOHERTY, R. D. et al. Current issues in recrystallization: A review. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 238, n. 2, p. 219–274, 1997.

DOLLASE, W. A. Correction of intensities for preferred orientation in powder diffractometry: application of the March model. **Journal of Applied Crystallography**, [s. l.], v. 19, n. 4, p. 267–272, 1986. Disponível em: <<http://scripts.iucr.org/cgi-bin/paper?S0021889886089458>>

DYSON DJ; HOLMES B. EFFECT OF ALLOYING ADDITIONS ON THE LATTICE PARAMETER OF

AUSTENITE. **J Iron Steel Inst (London)**, [s. l.], 1970.

EPE. Anuário Estatístico de Energia Elétrica 2018 no ano base de 2017. **Empresa de Pesquisa Energética (EPE)**, [s. l.], p. 249, 2018. Disponível em: <<http://www.epe.gov.br/sites-pt/publicacoes-dados-abertos/publicacoes/PublicacoesArquivos/publicacao-160/topico-168/Anuario2018vf.pdf>>

EPE, Empresa de Pesquisa Energética; MME, Ministério das Minas e Energia. **Consumo anual de energia elétrica por classe (nacional) – 1995-2018** Ministério de Minas e Energia - EPE. Rio de Janeiro: Ministério das Minas e Energia - MME, 2018. Disponível em: <<http://www.epe.gov.br/mercado/Paginas/Consumonacionaldeenergiaelétricaporclasse-1995-2009.aspx>>.

EPP, J. **X-Ray Diffraction (XRD) Techniques for Materials Characterization**. [s.l.] : Elsevier Ltd, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-08-100040-3.00004-3>>

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

FANG, Hong sheng et al. Creation of Air-Cooled Mn Series Bainitic Steels. **Journal of Iron and Steel Research International**, [s. l.], v. 15, n. 6, p. 1–9, 2008. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X\(08\)60257-5](http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X(08)60257-5)>

FENG, Chun et al. Mn-Series Low-Carbon Air-Cooled Bainitic Steel Containing Niobium of 0.02%. **Journal of Iron and Steel Research International**, [s. l.], v. 17, n. 4, p. 53–58, 2010. Disponível em: <[http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60086-6](http://dx.doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60086-6)>

FENG, Chun; BAI, Bing Zhe; KANG, Zheng Yan. Effect of 0.06%Nb on the microstructure and mechanical properties of Mn-series low carbon air-cooling bainitic steels. **Advanced Materials Research**, [s. l.], v. 284–286, p. 1191–1195, 2011.

FERNÁNDEZ, J.; ILLESCAS, S.; GUILMANY, J. M. Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel. **Materials Letters**, [s. l.], v. 61, n. 11–12, p. 2389–2392, 2007.

FIELDING, L. C. D. The Bainite Controversy. **Materials Science and Technology**, [s. l.], v. 29, n.

4, p. 383–399, 2013. Disponível em: <<http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/1743284712Y.0000000157>>

FONSTEIN, N. Dual-phase steels. In: **Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications**. [s.l: s.n.].

GHOSH, Chiradeep; BASABE, Vladimir V.; JONAS, John J. Determination of the critical strains for the initiation of dynamic transformation and dynamic recrystallization in four steels of increasing carbon contents. **Steel Research International**, [s. l.], v. 84, n. 5, p. 490–494, 2013.

GUO, L. et al. Effect of manganese sulphide particle shape on the pinning of grain boundary. **Materials Science and Technology (United Kingdom)**, [s. l.], v. 33, n. 8, p. 1013–1018, 2017.

HALL, E. O. The deformation and ageing of mild steel: II Characteristics of the Lüders deformation. **Proceedings of the Physical Society. Section B**, [s. l.], v. 64, n. 9, p. 742–747, 1951.

HANDBOOK, ASM Metals. **Volume 14: Forming and Forging**. [s.l: s.n.]. v. 14

HASLER, S. et al. New air cooled steels with outstanding impact toughness. In: 3ND INTERNATIONAL CONFERENCE ON STEELS IN CARS AND TRUCKS 2011, Salzburg. **Anais...** Salzburg

HE, Bob B. **Two-Dimensional X-Ray Diffraction**. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2009. Disponível em: <<http://doi.wiley.com/10.1002/9780470502648>>

HOFER, Christina et al. Correlative microscopy of a carbide-free bainitic steel. **Micron**, [s. l.], v. 81, p. 1–7, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.micron.2015.10.008>>

HOFER, Christina et al. High-resolution characterization of the martensite-austenite constituent in a carbide-free bainitic steel. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 144, n. July, p. 182–190, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.07.011>>

HUANG, K.; LOGÉ, R. E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. **Materials and Design**, [s. l.], v. 111, p. 548–574, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.012>>

HUMPHREYS, John; ROHRER, Gregory S.; ROLLETT, Anthony. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. In: **Recrystallization and Related Annealing Phenomena: Second**

Edition. 3th Editio ed. [s.l.] : Elsevier, 2017. p. 1–734.

HWANG, Byoungchul; LEE, Chang Gil; LEE, Tae Ho. Correlation of microstructure and mechanical properties of thermomechanically processed low-carbon steels containing boron and copper. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, [s. l.], v. 41, n. 1, p. 85–96, 2010.

HYZAK, J. M.; BERNSTEIN, I. M. The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels. **Metallurgical Transactions A**, [s. l.], v. 7, n. 7, p. 1217–1224, 1976.

JÄRVINEN, M. Application of symmetrized harmonics expansion to correction of the preferred orientation effect. **Journal of Applied Crystallography**, [s. l.], v. 26, n. 4, p. 525–531, 1993. Disponível em: <<http://scripts.iucr.org/cgi-bin/paper?S0021889893001219>>

JOSEFSSON, B.; ANDRÉN, H. O. MICROSTRUCTURE OF GRANULAR BAINITE. **Le Journal de Physique Colloques**, [s. l.], v. 49, n. C6, p. C6-293-C6-298, 1988. Disponível em: <<http://www.edpsciences.org/10.1051/jphyscol:1988651>>

KANG, J. S.; SEOL, Jae Bok; PARK, C. G. Three-dimensional characterization of bainitic microstructures in low-carbon high-strength low-alloy steel studied by electron backscatter diffraction. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 79, p. 110–121, 2013. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2013.02.009>>

KANG, Jian et al. Improvement of strength and toughness for hot rolled low-carbon bainitic steel via grain refinement and crystallographic texture. **Materials Letters**, [s. l.], v. 175, p. 157–160, 2016. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2016.04.007>>

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. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.acme.2012.04.012>>

KOZESCHNIK, E.; BHADESHIA, H. K. D. H. Influence of silicon on cementite precipitation in steels. [s. l.], v. 24, n. 3, p. 343–347, 2008.

KRAUSS, George. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. 2. ed. Materials Park, OH: ASM International, 2005. Disponível em: <https://www.asminternational.org/search/-/journal_content/56/10192/23403074/PUBLICATION>

LAMBERT, A. et al. Microstructure of martensite-austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties. **Science and Technology of Welding and Joining**, [s. l.], v. 5, n. 3, p. 168–173, 2000.

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.

LI, Li Zhang et al. Continuous Cooling Phase Transformation Rule of 20CrMnTi Low-Carbon Alloy Steel. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 944, p. 303–312, 2019. Disponível em: <<https://www.scientific.net/MSF.944.303>>

LI, Xiucheng et al. Effect of austenite grain size and accelerated cooling start temperature on the transformation behaviors of multi-phase steel. **Science China Technological Sciences**, [s. l.], v. 56, n. 1, p. 66–70, 2013.

LIS, J.; LIS, A. K.; KOLAN, C. Processing and properties of C-Mn steel with dual-phase microstructure. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 162–163, n. SPEC. ISS., p. 350–354, 2005.

LIU, Cheng; ZHAO, Zhenbo; BHOLE, S. D. Lathlike upper bainite in a silicon steel. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 434, n. 1–2, p. 289–293, 2006.

LIU, Zhen Qing et al. Volume fractions of proeutectoid ferrite/pearlite and their dependence on prior austenite grain size in hypoeutectoid Fe-Mn-C alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, [s. l.], v. 44, n. 12, p. 5456–5467, 2013.

MAALEKIAN, Mehran. Christian Doppler Laboratory for Early Stages of Precipitation The Effects of Alloying Elements on Steels (I). **The Effects of Alloying Elements on Steels**, [s. l.], v. 1, n. October, p. 36, 2007.

MARCH, Artur. Mathematische Theorie der Regelung nach der Korngestah bei affiner Deformation. **Zeitschrift für Kristallographie - Crystalline Materials**, [s. l.], v. 81, n. 1, p. 285–297, 1932. Disponível em: <<http://www.degruyter.com/view/j/zkri.1932.81.issue-1/zkri.1932.81.1.285/zkri.1932.81.1.285.xml>>

MCQUEEN, H. Formation and application of grain boundary serrations. **Canadian Metallurgical Quarterly**, [s. l.], v. 34, n. 3, p. 219–229, 1995. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/000844339500001E>>

MCQUEEN, H. J. et al. Hot working characteristics of steels in austenitic state. **Journal of Materials Processing Tech.**, [s. l.], v. 53, n. 1–2, p. 293–310, 1995.

MIRAHMADI, S. Javid; HAMED, Mohsen; HABIBI PARSA, Mohammad. Investigation of Microstructural Uniformity During Isothermal Forging of Ti-6Al-4V. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [s. l.], v. 23, n. 12, p. 4411–4420, 2014.

MOHANTY, O. N. Forging Grade Steels for Automotives. In: **Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications**. [s.l.: s.n.].

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.

NAJAFIZADEH, Abbas; JONAS, John J. Predicting the Critical Stress for Initiation of DRX - Najafizadfeh, Jonas. **ISIJ International**, [s. l.], v. 46, n. 11, p. 1679–1684, 2006.

OHMORI Y; OHTANI H; KUNITAKE T. Bainite in low carbon low alloy high strength steels. **Trans Iron Steel Inst Jap**, [s. l.], v. 11, n. 4, p. 250–259, 1971.

OHTANI, H. et al. Morphology and properties of low-carbon bainite. **Metallurgical Transactions A**, [s. l.], v. 21, n. 3, p. 877–888, 1990.

PARSA, Mohammad Habibi et al. Evaluation of microstructure change and hot workability of high nickel high strength steel using wedge test. **Journal of Materials Processing Technology**, [s. l.], v. 199, n. 1, p. 304–313, 2008.

PENG, Kang et al. In situ observation and electron backscattered diffraction analysis of granular bainite in simulated heat-affected zone of high-strength low-alloy steel. **Science and Technology of Welding and Joining**, [s. l.], v. 23, n. 2, p. 158–163, 2018.

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

<<http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.05.123>>

PETCH, N. J. The cleavage strength of polycrystals. **J. Iron Steel Inst**, [s. l.], 1953.

POLIAK, E. I.; JONAS, J. J. A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 44, n. 1, p. 127–136, 1996.

QIN, Z. P. et al. Variation in Morphology and Kinetics of Granular Bainite with Welding Thermal Cycles in High-Nb Fire-Resistant Steel: Experiments and Theoretical Calculations. **Journal of Materials Engineering and Performance**, [s. l.], v. 28, n. 1, p. 321–329, 2019.

QUIDORT, D.; BRECHET, Y. J. M. Isothermal growth kinetics of bainite in 0.5% C steels. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 49, n. 20, p. 4161–4170, 2001.

RANCEL, Lucía 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.

RAZZAK, Mohammad Abdur et al. Preventing Abnormal Grain Growth of Austenite in Low Alloy Steels. **ISIJ International**, [s. l.], v. 54, n. 8, p. 1927–1934, 2014. Disponível em: <<http://jlc.jst.go.jp/DN/JST.JSTAGE/isijinternational/54.1927?lang=en&from=CrossRef&type=abstract>>

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

SAKAI, T.; AKBEN, M. G.; JONAS, J. J. Dynamic recrystallization during the transient deformation of a vanadium microalloyed steel. **Acta Metallurgica**, [s. l.], v. 31, n. 4, p. 631–641, 1983.

SAKAI, T.; JONAS, J. J. Overview no. 35 Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural considerations. **Acta Metallurgica**, [s. l.], v. 32, n. 2, p. 189–209, 1984.

SAKAI, Taku et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. **Progress in Materials Science**, [s. l.], v. 60, n. 1, p. 130–207, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.09.002>>

SAMUEL, F. H.; DANIEL, D.; SUDRE, O. Further investigations on the microstructure and mechanical behaviour of granular bainite in a high strength, low alloy steel: Comparison of

ferrite-pearlite and ferrite-martensite microstructures. **Materials Science and Engineering**, [s. l.], v. 92, p. 43–62, 1987. Disponible em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0025541687901558>>

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. Disponible em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2014.08.022>>

SIETSMA, J. 14 - Nucleation and growth during the austenite-to-ferrite phase transformation in steels after plastic deformation. In: **Phase Transformations in Steels**. [s.l: s.n.]. v. 1p. 505–526.

SMALLMAN, R. E.; WESTMACOTT, & K. H.; WESTUCOTT, K. H. Stacking faults in face-centred cubic metals and alloys Stacking Faults in Face-Centred Cubic Metals and Alloy. [s. l.], n. June 2013, p. 37–41, 2010. Disponible em: <<http://www.tandfonline.com/loi/tphm19%5Cnhttp://dx.doi.org/10.1080/14786435708242709%5Cnhttp://www.tandfonline.com/page/terms-and-conditions>>

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. Disponible em: <<http://www.hanser-elibrary.com/doi/10.3139/105.110342>>

SWARR, Thomas; KRAUSS, George. The effect of structure on the deformation of as-quenched and tempered martensite in an Fe-0.2 pct C alloy. **Metallurgical Transactions A**, [s. l.], v. 7, n. 1, p. 41–48, 1976.

TAMURA, Imao et al. **Thermomechanical Processing of High-Strength Low-Alloy Steels**. [s.l.] : Elsevier, 1988. v. 127 Disponible em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/C20130041631>>

TIMOKHINA, I. B.; HODGSON, P. D.; PERELOMA, E. V. Effect of microstructure on the stability of retained austenite in {TRIP} steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [s. l.], v. 35, n. August, p. 2331–2340, 2004. Disponible em: <<https://link.springer.com/content/pdf/10.1007%2Fs11661-006-0213-9.pdf>>

TOTTEN, George E.; XIE, Lin; FUNATANI, Kiyoshi. **Handbook of Mechanical Alloy Design**. New York: CRC Press, 2003. Disponible em:

<<https://www.taylorfrancis.com/books/9780203913307>>

VERLINDEN, B. et al. **Thermo-mechanical processing of metallic materials**. 1. ed. Cambridge.

Disponível em:

<<http://books.google.com/books?hl=en&lr=&id=VE20YVDTBZUC&oi=fnd&pg=PP1&dq=Thermo-Mechanical+Processing+of+Metallic+Materials&ots=OZR037YhYW&sig=hXnS-B24nyuFiqO3-Hlx4QY-rBg%5Cnhttp://books.google.com/books?hl=en&lr=&id=VE20YVDTBZUC&oi=fnd&pg=PP1&dq=Thermo-m>>

rBg%5Cnhttp://books.google.com/books?hl=en&lr=&id=VE20YVDTBZUC&oi=fnd&pg=PP1&dq=Thermo-m>

WANG, J. P. et al. Grain refinement and microstructural evolution of grain boundary allotriomorphic ferrite/granula bainite steel after prior austenite deformation. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 369, n. 1–2, p. 112–118, 2004.

WANG, Zhigang et al. Dynamic Recrystallization Behavior and Critical Strain of 51CrV4 High-Strength Spring Steel During Hot Deformation. **Jom**, [s. l.], v. 70, n. 10, p. 2385–2391, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11837-018-3054-2>>

WILLIAMSON, G. K.; HALL, W. H. Discussion of the Theories of Line Broadening. **Acta Metallurgica**, [s. l.], v. 1, p. 22, 1953.

WU, Meng et al. The Effect of Size and Distribution of MnS Inclusions on the Austenite Grain Growth in a Low Cost Hot Forged Steel. **Steel Research International**, [s. l.], v. 89, n. 2, p. 1–8, 2018.

YANG, Zhinan et al. Study on hot deformation behaviour and processing maps of low carbon bainitic steel. **Materials and Design**, [s. l.], v. 66, n. PA, p. 258–266, 2015.

ZAJAC, Stanislaw et al. **Quantitative structure-property relationships for complex bainitic microstructures**. Luxembourg: European Communities, 2005.

ZAJAC, Stanislaw; SCHWINN, Volker; TACKE, K. H. Characterisation and Quantification of Complex Bainitic Microstructures in High and Ultra-High Strength Linepipe Steels. **Materials Science Forum**, [s. l.], v. 500–501, p. 387–394, 2005. Disponível em: <<https://www.scientific.net/MSF.500-501.387>>

ZENER, Clarence. Theory of Growth of Spherical Precipitates from Solid Solution. **Journal of**

Applied Physics, [s. l.], v. 20, p. 950, 1949.

ZHANG, Mingru; GU, Haicheng. Microstructure and mechanical properties of railway wheels manufactured with low-medium carbon Si-Mn-Mo-V steel. **Journal of University of Science and Technology Beijing: Mineral Metallurgy Materials (Eng Ed)**, [s. l.], v. 15, n. 2, p. 125–131, 2008.

ZHANG, Wen Feng et al. Analysis of deformation behavior and workability of advanced 9Cr-Nb-V ferritic heat resistant steels. **Materials Science and Engineering A**, [s. l.], v. 604, p. 207–214, 2014. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.02.050>>

ZHANG, Zhanzhan et al. Microstructure and mechanical properties analysis of X70 pipeline steel with polygonal ferrite plus granular bainite microstructure. **Applied Mechanics and Materials**, [s. l.], v. 161, p. 67–71, 2012.

ZHAO, Haitao. Effect of Austenite Deformation and Continuous Cooling on the Microstructural Evolution in a Microalloyed Steel. [s. l.], n. September, p. 203, 2016. Disponível em: <http://etheses.whiterose.ac.uk/14378/%0Ahttps://drive.google.com/open?id=1uui_LvbJfEntGg_e4Wu9BVvPc5ra94Ly>

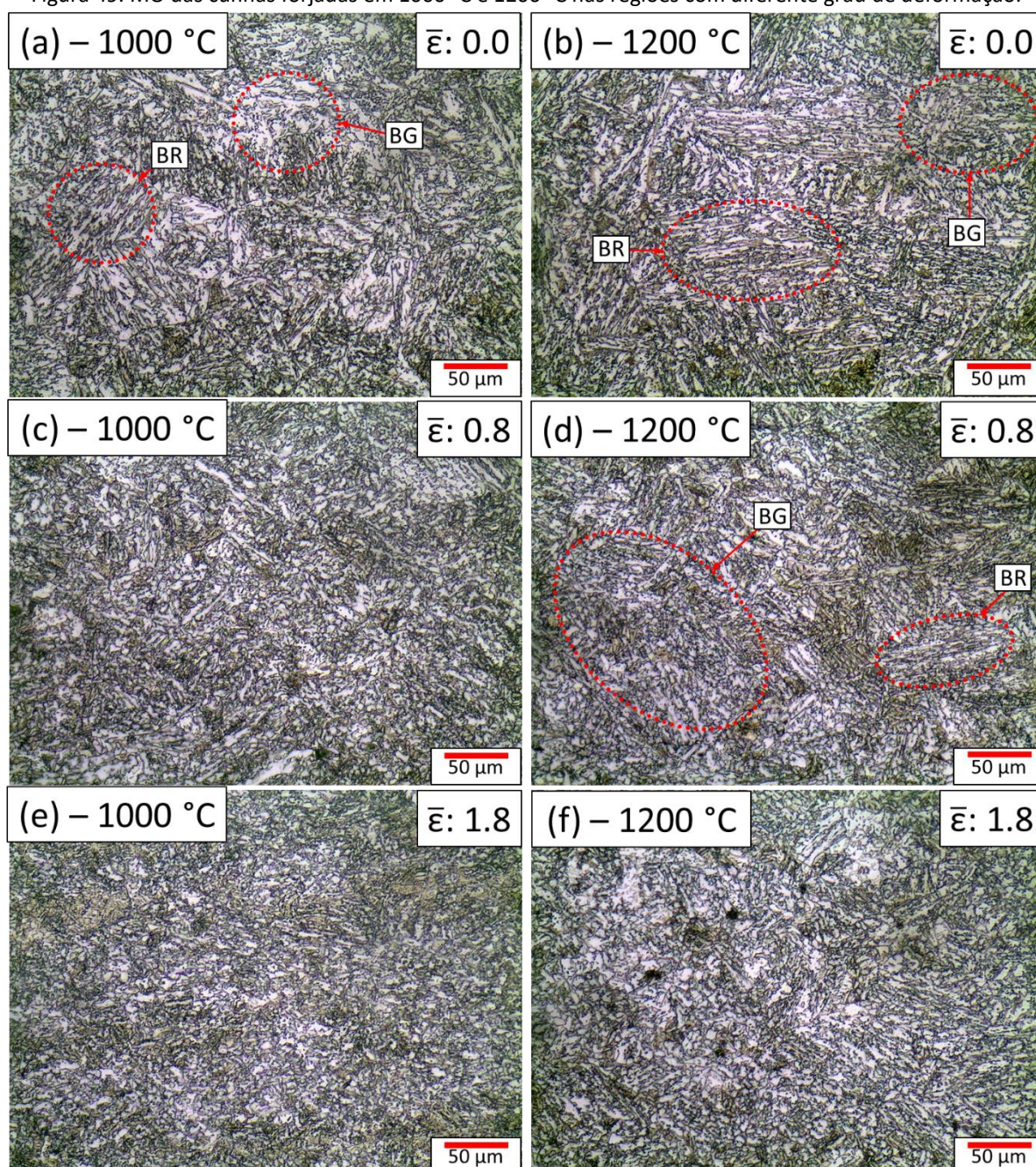
ZHAO, Jingwei; JIANG, Zhengyi. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. **Progress in Materials Science**, New South Wales, v. 94, p. 174–242, 2018. Disponível em: <<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0079642518300124>>

ZHU, Kangying et al. The effect of prior ferrite formation on bainite and martensite transformation kinetics in advanced high-strength steels. **Acta Materialia**, [s. l.], v. 61, n. 16, p. 6025–6036, 2013. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2013.06.043>>

ANEXO – I

Na Figura 49 é possível ver a microestrutura de resfriamento contínuo das cunhas forjadas a 1000 °C e 1200 °C. Nas regiões de deformação zero foi possível identificar BG e BR em ambas cunhas, porém, mais facilmente na de 1200 °C. Na região com deformação efetiva de 0.8, já não foi encontrado BR na cunha forjada à 1000 °C e uma pequena região de BR na cunha de 1200 °C. Na região com 1.8 de deformação efetiva, a microestrutura de ambas cunhas foi composta apenas por BG.

Figura 49. MO das cunhas forjadas em 1000 °C e 1200 °C nas regiões com diferente grau de deformação.



Fonte: Autor.