

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

MELINA VASCONCELLOS DILÉLIO

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE FORJAMENTO
NOS RESULTADOS DE TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO PARA O
AÇO 20MnCr5

Porto Alegre

2024

MELINA VASCONCELLOS DILÉLIO

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE FORJAMENTO NOS
RESULTADOS DE TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO PARA O AÇO 20MnCr5

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

Orientador: Prof. Dr. Rafael Menezes Nunes

Porto Alegre

2024

MELINA VASCONCELLOS DILÉLIO

ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE FORJAMENTO NOS
RESULTADOS DE TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO PARA O AÇO 20MnCr5

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. Rafael Menezes Nunes

Aprovada em: 29/01/2024

BANCA EXAMINADORA

Dr. Alberto Moreira Guerreiro Brito (UFRGS)

Dra. Luana de Lucca de Costa (UNISINOS)

Dr. Vinícius Waechter Dias (IFRS)

Todos os direitos reservados. É proibida a reprodução total ou parcial do trabalho sem autorização da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, do autor e do orientador.

CIP - Catalogação na Publicação

Vasconcellos Dilélio, Melina
ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE FORJAMENTO
NOS RESULTADOS DE TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO PARA O
AÇO 20MnCr5 / Melina Vasconcellos Dilélio. -- 2024.
85 f.
Orientador: Rafael Menezes Nunes.

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, 2024.

1. 20MnCr5. 2. Forjamento. 3. Tamanho de grão. I.
Menezes Nunes, Rafael, orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

AGRADECIMENTOS

Agradeço aos meus pais Sônia, Flávio e irmão Heron pelo apoio ao longo da escrita e desenvolvimento dessa dissertação, além de terem sido fundamentais para minha formação acadêmica;

A tia Lia, Mônica e Marina pelos momentos de descontração;

Ao meu orientador Prof. Dr. Rafael Nunes, pela dedicação, sugestões e incentivos para a finalização desse trabalho;

Aos colegas e amigos, Carol, Cibele, Gabriela G, Gabriela B., Gean, Leonardo, Luana, Maíra e Paula por compartilharem as dores e risadas em todo o processo;

Ao Gehrke, sem o qual não conseguiríamos dar fim aos problemas no caminho e obter o desenvolvimento desses resultados;

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, pela oportunidade de convívio com todos os funcionários, professores e colegas;

Por fim, a todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

RESUMO

O aço 20MnCr5 é frequentemente empregado para fabricação de componentes automotivos, como eixos e engrenagens, estes posteriormente submetidos ao tratamento termoquímico de cementação, visando à melhora de performance em termos de propriedades mecânicas. Todavia, a exposição das peças a temperaturas elevadas pode resultar em distorções dimensionais, custos de manutenção e crescimento anormal de grãos, este último sendo prejudicial às propriedades dos materiais, devendo ser controlado. Esse controle pode ser realizado através do acompanhamento de parâmetros de operações anteriores à cementação, como os de forjamento a quente. Portanto, este trabalho possui como objetivo o estudo de diferentes condições de forjamento a quente e seus efeitos no tamanho de grão austenítico do aço 20MnCr5. Para tanto, foram elaboradas condições experimentais, nas quais foram avaliados a diferença de tempos de aquecimento prévios ao forjamento (3h, 4h, 5h e 6h), emprego de diferentes materiais de partida (tarugos provenientes de lingotamento contínuo e barras laminadas a quente), forjamento com velocidades de ferramenta distintas para barras laminadas (110 batidas/min e 200 batidas/min) e posterior aplicação de tratamento térmico de normalização, juntamente com a análise da influência da composição química pelos teores de alumínio e nitrogênio. A análise do tamanho de grão austenítico foi realizada utilizando-se o processo de cementação, seguido de têmpera em óleo e posterior revenimento. Para determinação do tamanho de grão austenítico, foi utilizado o software computacional Leica Materials Workstation, baseado no método planimétrico descrito na norma internacional ISO 643. A partir dos resultados, foi possível determinar que a rota de processamento que obteve uma microestrutura mais refinada e homogênea foi a partir de materiais que foram submetidos ao tratamento térmico de normalização, seguido das barras laminadas forjadas com velocidade de 200 batidas/min, que apresentou microestruturas estáveis independente dos teores de nitrogênio e alumínio.

Palavras-chave: 20MnCr5, Forjamento; Tamanho de grão.

ABSTRACT

The 20MnCr5 steel grade is frequently used for manufacturing automotive components, such as shafts and gears, that are subjected to carburizing thermochemical treatments to increase its mechanical properties. The parts exposition to high temperatures can result in dimensional distortions, maintenance costs and in abnormal grain growth, the last one being harmful to materials properties, having to be controlled. This control can be done through parameters of operations prior to carburizing, as hot forging specifications. The aim of this work is to study different hot forging conditions and their effects in the austenitic grain size of the steel 20MnCr5. In order to do this, test scenarios were elaborated, in which the difference in heating times prior to forging was evaluated (3h, 4h, 5h and 6h), use of different starting materials (billets from continuous casting and hot rolled bars), forging with hitting frequency of 110 strikes/min and 200 strikes/min for hot rolled bars and normalizing heat treatment, along with chemical composition influence by the aluminum and nitrogen contents. For grain size determination, a carburizing thermochemical treatment was applied and then the computational software Leica Materials Workstation was used, based on the planimetric method described in the international standard ISO 643. From the results, it was possible to determine that the processing route which obtained the most refined and homogeneous microstructure were the scenario that the material had the normalizing heat treatment applied, followed by the hot rolled bars forged with 200 strikes/min hitting frequency.

Key-words: 20MnCr5, Forging, Austenitic Grain Size.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

| | |
|---|----|
| Figura 1 Exemplificação de método planimétrico para medição de tamanho de grão conforme ISO 643. | 18 |
| Figura 2 Imagens comparativas de tamanhos de grão | 20 |
| Figura 3 Crescimento anormal de grão para aço DIN 16MnCr5. Ataque Picral. | 21 |
| Figura 4 Solubilidade de carbonetos e nitretos na austenita..... | 23 |
| Figura 5 Estudos conduzidos por Kubota e Ochi (2007) a) Efeito do % de alumínio adicionado para a temperatura em que há crescimento anormal dos grãos. b) Efeito do percentual de alumínio na formação de AlN depois de trabalho a quente. | 24 |
| Figura 6 Comportamento da solubilização dos precipitados de AlN no aço JIS SCr 420. | 25 |
| Figura 7 Relação do tamanho de grão austenítico com o percentual de alumínio na liga de um aço ISI 1060, temperatura e tempo. a) Efeito da temperatura e % de alumínio para tratamento de 2h. b) Efeito do tempo em diferentes temperaturas com % de alumínio..... | 26 |
| Figura 8 Ilustração dos ciclos de recozimento pleno e normalização..... | 28 |
| Figura 9 Microestruturas de aço com 0,5% de carbono apresentando refino de grão após normalização. a) Resfriamento ao ar após trabalho a quente a 1200°C. b) Condição (a) após normalização. | 29 |
| Figura 49 Micrografias de aço microligado ao vanádio de estudos conduzidos por PAN et al. (2015) a) Material conformado a quente. b) Material normalizado. | 30 |
| Figura 10 Influência da temperatura e tempo na profundidade da camada cementada. | 32 |
| Figura 11 Evolução da microestrutura e propriedades mecânica durante trabalho a quente. | 36 |
| Figura 12 Avanço da nucleação, fenômeno de recristalização dinâmica..... | 38 |
| Figura 13 Ilustração dos fenômenos físicos-metalúrgicos associados com operações de trabalho a quente..... | 39 |
| Figura 28 Micrografias para aço ABNT 4140, forjado a 1120 °C, submetido a diferentes condições de aquecimento. a) Aquecimento 22 min – 1200 °C. b) Aquecimento 66 min – 1200 °C. c) Aquecimento 200 min – 1200 °C. | 41 |
| Figura 14 Efeito dos parâmetros de forjamento (temperatura de deformação, % de deformação, taxa de resfriamento) para tamanho de grão austenítico para aço 30MSV6 microligado ao vanádio..... | 42 |
| Figura 15 Alteração do escoamento plástico do aço SAE 4320 com emprego de diferentes temperaturas. | 43 |
| Figura 39 Microestruturas e distribuição de tamanhos de grão do estudo conduzido por Fang (2015) para aço martensítico. a) Taxa de deformação de 0,1/s. b) Taxa de deformação de 5/s. c) Taxa de deformação de 10/s. | 44 |
| Figura 40 Tamanho de grão ferrítico para aplicação de diferentes taxas de forjamento..... As amostras, que totalizaram o número de 70, foram submetidas a diferentes ciclos experimentais, conforme Tabela 2 e Figura 16, sendo preparadas a partir de tarugos provenientes de lingotamento contínuo, de seção transversal 240 mm x 240 mm, e de barras laminadas a quente, de diâmetro 101,60 mm. A condição de velocidade 200 batidas/min não foi testada em tarugos, devido à limitação dimensional do equipamento. | 47 |
| Figura 17 Fluxograma que ilustra as diferentes condições de testes empregadas para o trabalho. | 48 |
| Figura 18 Micrografia da condição microestrutural para tarugos de lingotamento contínuo, anterior à operação de forjamento, objetiva de 100x, ataque Picral..... | 49 |
| Figura 19 Micrografia da condição microestrutural para barra laminada a quente, anterior à operação de forjamento, objetiva de 100x, ataque Picral..... | 49 |
| Figura 20 Avanço da temperatura medida no núcleo do tarugo em função do tempo de austenitização. | 50 |
| Figura 21 Martelos utilizados nos experimentos a) Martelo com velocidade de 110 batidas/min. b) Martelo com velocidade de 200 batidas/min. c) Amostras após forjamento.. | 51 |

| | |
|--|----|
| Figura 22 a) Exemplo de campo analisado pelo software para análise de tamanho de grão. Objetiva de 100x, ataque Picral. b) Relatório gerado para resultado de tamanho de grão austenítico. | 53 |
| Figura 23 Diagrama explicativo acerca das cinco estatísticas obtidas via ferramenta <i>boxplot</i> | 55 |
| Figura 24 <i>Boxplot</i> correspondente à média do tamanho de grão austenítico para diferentes tempos de aquecimento de tarugos. | 57 |
| Figura 25 <i>Boxplot</i> correspondente à média do percentual de grãos acima do índice 5 para diferentes tempos de aquecimento de tarugos. | 57 |
| Figura 26 Micrografias de tamanho de grão austenítico, objetiva de 100x, ataque Picral. a) Tempo de forno. 3h b) Tempo de forno 4h. c) Tempo de forno 5h. d) Tempo de forno 6h.... | 58 |
| Figura 27 Média da distribuição dos percentuais de tamanho de grão austenítico para diferentes tempos de aquecimento de tarugos. | 59 |
| Figura 29 Diagrama de Pareto dos efeitos para diferentes tempos de aquecimento de tarugos. | 61 |
| Figura 30 Distribuição dos percentuais de tamanho de grão austenítico para tarugos submetidos ao mesmo tempo de aquecimento, com diferentes composições químicas. | 62 |
| Figura 31 Gráfico de efeitos principais para média de percentual de grãos acima de índice 5 para diferentes tempos de aquecimento de tarugos. | 62 |
| Figura 32 Gráfico de interação para média de percentual de grãos acima de índice 5 para diferentes tempos de aquecimento de tarugos. | 63 |
| Figura 33 <i>Boxplot</i> correspondente à média do tamanho de grão austenítico para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas. | 64 |
| Figura 34 <i>Boxplot</i> correspondente à média do percentual de grãos acima do índice 5 para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas. | 64 |
| Figura 35 Micrografias de tamanho de grão austenítico, objetiva de 100x, ataque Picral. a) Laminado Forjado 110 batidas/min b) Laminado forjado 200 batidas/min. | 65 |
| Figura 36 Média da distribuição dos percentuais de tamanho de grão austenítico para as barras laminadas forjadas com velocidade de 110 batidas/min e 200 batidas/min. | 66 |
| Figura 37 Diagrama de Pareto dos efeitos para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas. | 67 |
| Figura 38 Gráfico de interação para média de percentual de grãos acima de índice 5 para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas. | 68 |
| Figura 41 Gráfico de efeitos principais para média de percentual de grãos acima de índice 5 para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas. | 69 |
| Figura 42 <i>Boxplot</i> correspondente à média do tamanho de grão austenítico para materiais submetidos a tratamento térmico de normalização. | 70 |
| Figura 43 Média da distribuição dos percentuais de tamanho de grão austenítico para materiais submetidos a tratamento térmico de normalização. | 70 |
| Figura 44 Micrografia de tamanho de grão austenítico para condição de material recristalizado, objetiva de 100x, ataque Picral. | 71 |
| Figura 45 <i>Boxplot</i> correspondente à média do tamanho de grão austenítico para todas as condições testadas. | 72 |
| Figura 46 <i>Boxplot</i> correspondente à média do percentual de grãos acima do índice 5 para todas as condições experimentais. | 72 |
| Figura 47 Micrografias de tamanho de grão austenítico, objetiva de 100x, ataque Picral. a) Tarugo Forjado b) Material normalizado c) Laminado Forjado 110 batidas/min d) Laminado forjado 200 batidas/min. | 73 |
| Figura 48 Média da distribuição dos percentuais de tamanho de grão austenítico para todas as condições testadas. | 74 |
| Figura 50 Micrografia para material após tratamento térmico de normalização, com a indicação dos precipitados formados. Objetiva de 100x, ataque Picral. | 75 |
| Figura 51 Diagrama de Pareto dos efeitos para todas as condições experimentais propostas. | 77 |
| Figura 52 Gráfico de efeitos principais para média de percentual de grãos acima de índice 5 | |

| | |
|---|----|
| para todas as condições experimentais. | 78 |
| Figura 53 Micrografia de tamanho de grão austenítico para material laminado a quente, anterior ao forjamento, indicando a presença de grãos austeníticos com crescimento anormal. Objetiva de 100x, ataque Picral..... | 79 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 1 Composição química do aço 20MnCr5 (% peso), conforme norma DIN EN 10084. | 47 |
| Tabela 2 Condições de testes empregados para o trabalho. | 47 |
| Tabela 3 Variáveis selecionadas para DOE para diferentes tempos de aquecimento de tarugos. | 54 |
| Tabela 4 Condições de testes propostos pelo método DoE para diferentes tempos de aquecimento de tarugos. | 54 |
| Tabela 5 Condições de testes propostos pelo método DoE para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas. | 54 |
| Tabela 6 Condições de testes propostos pelo método DoE para todas as condições experimentais propostas. | 54 |
| Tabela 7 Variáveis selecionadas para DoE para diferentes tempos de aquecimento de tarugos. | 60 |
| Tabela 8 Condições de testes propostas pelo método DoE para diferentes tempos de aquecimento de tarugos. | 60 |
| Tabela 9 Variáveis selecionadas pelo DoE para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas. | 66 |
| Tabela 10 Condições de testes propostas pelo método DoE para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas e variável resposta (média% de tamanho de grãos ASTM >5). | 66 |
| Tabela 11 Variáveis selecionadas pelo DoE para todas as condições experimentais. | 75 |
| Tabela 12 Condições experimentais propostas pelo método DoE. | 76 |

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

- \bar{a} – Área média dos grãos austeníticos em milímetros quadrados;
- c – Constante da equação de Avrami, dependente do material;
- d_{DRx} – Tamanho de grão obtido na recristalização dinâmica;
- ε_C – Deformação crítica;
- ε – Deformação aplicada;
- $\varepsilon_{0,5}$ – Deformação no ponto de 50% de recristalização;
- f_y – Fração volumétrica dos precipitados distribuídos aleatoriamente;
- m – Número de grãos por milímetros quadrados;
- G - Índice do tamanho de grão;
- n – Número de grãos por polegada quadrada com objetiva de 100x;
- n – Expoente de Avrami;
- n_1 – Número de grãos que se encontram completamente dentro do círculo avaliados pelo método planimétrico da norma ISO 643;
- n_2 – Número de grãos interseccionados pelo círculo avaliados pelo método planimétrico da norma ISO 643;
- n_{100} – Número total de grãos equivalentes avaliados pelo método planimétrico da norma ISO 643;
- Q_{DRX} – Energia de ativação para a recristalização dinâmica;
- R – Constante universal dos gases (1,987 cal/mol.K);
- R – Raio médio do grão;
- r – Raio da partícula;
- T – Temperatura absoluta em Kelvin;
- TG – Tamanho de grão;
- Z – Variável física que representa a vantagem de crescimento do tamanho de grão em relação aos grãos vizinhos.

SUMÁRIO

| | |
|---|----|
| 1. INTRODUÇÃO | 14 |
| 2. OBJETIVOS | 16 |
| 2.1. OBJETIVO GERAL | 16 |
| 2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS | 16 |
| 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 17 |
| 3.1. TAMANHO DE GRÃO | 17 |
| 3.1.1 Crescimento de grão | 20 |
| 3.1.2 Influência da composição química | 22 |
| 3.1.3 Influência de tratamento térmico | 27 |
| 3.2. CEMENTAÇÃO | 30 |
| 3.3. FORJAMENTO | 33 |
| 3.3.1 Forjamento a quente e fenômenos físicos-metalúrgicos associados | 34 |
| 3.3.2 Parâmetros de Forjamento | 39 |
| 4. MATERIAIS E MÉTODOS | 47 |
| 4.1. MATERIAL | 47 |
| 4.2. CONDIÇÕES DOS ENSAIOS DE FORJAMENTO | 47 |
| 4.3. CICLO DE CEMENTAÇÃO | 51 |
| 4.4. ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA | 52 |
| 4.5. ENSAIO METALOGRAFICO E ANÁLISE DE TAMANHO DE GRÃO | 52 |
| 4.6. METODOLOGIA DE ANÁLISE | 53 |
| 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES | 56 |
| 5.1. TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO | 56 |
| 5.1.1 Material de partida: Tarugos | 56 |
| 5.1.2 Material de partida: Barras laminadas | 63 |
| 5.1.3 Material normalizado | 69 |
| 5.1.4 Resultados gerais | 71 |
| 6. CONCLUSÕES | 80 |
| 7. REFERÊNCIAS | 82 |

1. INTRODUÇÃO

O tratamento termoquímico de cementação é largamente empregado na manufatura de componentes automotivos, como engrenagens, eixos e rolamentos, com o objetivo de melhorar a resistência à fadiga e ao desgaste. Observa-se uma tendência para o aumento das temperaturas do processo de cementação devido à busca pela redução de custos e para atender especificações de peças que exigem camadas cementadas mais espessas. Por exemplo, se uma profundidade de camada cementada requerida for de 1mm, seria preciso 12h de tratamento de difusão a 930 °C, enquanto que apenas 3h para 1050 °C (KUBOTA et al., 2007). Como consequência, o crescimento anormal do tamanho de grão austenítico começa a ser um problema mais frequente durante o processo.

O crescimento dos grãos pode resultar em efeitos negativos no desempenho dos componentes, como decréscimo nas propriedades de impacto, fadiga e aumento de distorções térmicas (KUBOTA et al., 2007). Por essa razão, muitas vezes faz-se necessário trabalhar com modificações de composição química, otimização de parâmetros das operações anteriores à cementação, como operações de forjamento, e inclusão de tratamentos térmicos nos roteiros dos materiais, para que tenham uma condição mais favorável à inibição do crescimento de grão.

Nas operações de forjamento a quente, geralmente um componente de geometria simples é transformado em uma peça de geometria mais complexa, em que ocorrem simultaneamente os fenômenos de deformação e recuperação, seguidos posteriormente da recristalização. No caso dos aços, o trabalho é realizado no campo austenítico, em que variáveis como a deformação, temperatura e tempo em temperatura influenciam na microestrutura final obtida (DIETER, 1981). O aumento da temperatura, por exemplo, além de reduzir a tensão de forjamento e facilitar o fluxo do material pela diminuição do limite de escoamento (HELMAN et al., 2010) (KRAUSS, 2005), também influencia na cinética de recristalização e no crescimento dos grãos austeníticos (HUANG et al., 2016).

Em termos de composição química, para evitar o crescimento do grão,

partículas de segunda fase ou precipitados têm sido utilizados de forma efetiva para ancorar o seu crescimento, com adição de elementos como titânio, vanádio, nióbio e alumínio (KRAUSS, 2005). Todavia, a atuação desses compostos também depende de fatores como o seu teor e a temperatura do forjamento. Cita-se o acréscimo de alumínio e nitrogênio para formação de nitretos, sendo suas adições mais efetivas quando a relação estequiométrica Al/N é respeitada, caso contrário, poderá ocorrer o favorecimento do crescimento anormal (GLADMAN, 1997).

Nesse contexto, a dissertação propõe o estudo do comportamento do aço 20MnCr5, frequentemente utilizado para fabricação de engrenagens e eixos automotivos, observando as influências de parâmetros de forjamento, através de processos de forjamento em matrizes abertas e planas, para o tamanho de grão austenítico após tratamento termoquímico de cementação. Foram analisados resultados de diferentes materiais de partida (tarugos e barras laminadas), tempos de aquecimento e velocidades de forjamento distintas para barras laminadas a quente, assim como a influência da composição química para o refino do grão.

2. OBJETIVOS

Neste capítulo, são apresentados o objetivo geral e objetivos específicos para a presente dissertação.

2.1. OBJETIVO GERAL

O presente estudo tem como principal objetivo estudar parâmetros de forjamento e variáveis de composição química para o resultado de tamanho de grão austenítico para o aço 20MnCr5.

2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Analisar a influência do tempo de permanência de aquecimento no forno, operação prévia ao processo de forjamento a quente, quando material de partida são tarugos brutos de lingotamento contínuo;
- Estudar o comportamento do tamanho de grão quando empregados de dois martelos de velocidades distintas (110 batidas/min e 200 batidas/min), em que materiais de partida são barras laminadas a quente;
- Verificar a influência da composição química para distribuição de tamanho de grão austenítico através da metodologia DoE;
- Avaliar o emprego de tratamento térmico de normalização posterior à operação de forjamento para o refino da microestrutura.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Será apresentada uma breve revisão sobre conceito de tamanho de grão, fatores que exercem influência em suas dimensões e distribuições, assim como métodos para sua medição. Há a descrição do fenômeno de crescimento anormal de grão austenítico, que possui efeitos deletérios nas propriedades dos materiais e componentes, o que se deseja evitar nos resultados práticos desse trabalho em questão. É abordado o tema de processo de forjamento a quente, assim como os fenômenos físico-metalúrgicos associados a essa operação (recuperação, recristalização e crescimento de grão), com a correlação dos parâmetros envolvidos no processo para os resultados de tamanho de grão austenítico.

3.1. TAMANHO DE GRÃO

O grão se caracteriza por ser uma fase cristalina contínua presente nos metais, que possui a mesma orientação cristalográfica. A orientação cristalográfica é aleatória a partir da sua nucleação, com posterior crescimento, até encontrar um grão vizinho que limite sua expansão. Essa interface é chamada de contorno de grão, região que apresenta alta energia superficial (DIETER, 1981). Embora um material policristalino seja constituído por um arranjo desordenado de átomos e pela ausência de ligações regulares nessas regiões, há forças de coesão no interior e nos contornos de grão, razão pela qual a densidade de um mesmo material policristalino é similar à da sua condição monocristalina (CALLISTER, 2020).

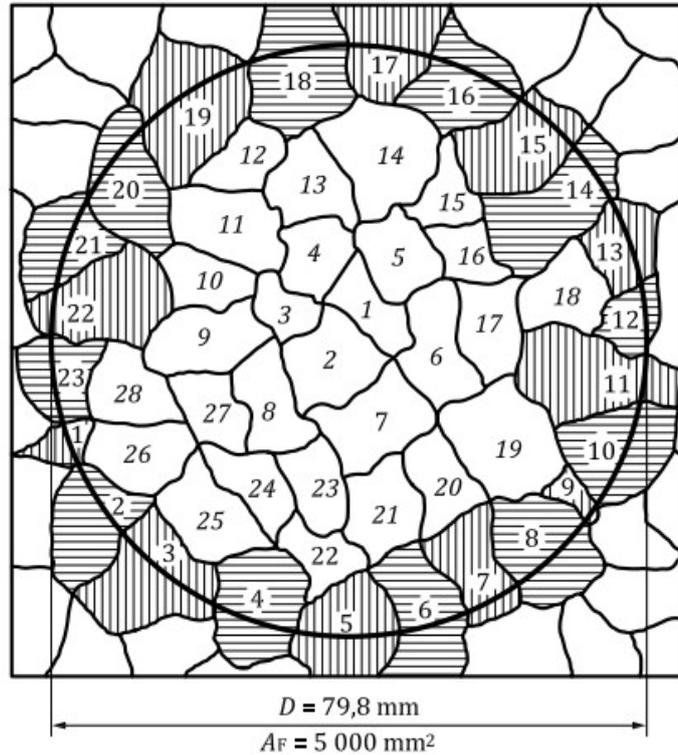
As propriedades mecânicas do aço estão relacionadas ao tamanho de grão, sendo essa característica especificada com grande frequência nas normas de produtos, limitada a um valor médio ou ao maior grão encontrado no material (GORNIO, 2008). Normalmente, tem-se como solicitação a obtenção de materiais com tamanho de grão de 5 a mais fino.

As medições do tamanho de grão são padronizadas, citando-se, por exemplo, os métodos explanados pelas normas ISO 643 e ASTM E112.

O tamanho de grão determinado pela ISO 643 pode ser obtido através

do método planimétrico, em que um círculo de diâmetro 79,8 mm é sobreposto em uma micrografia em que os grãos sejam visíveis, conforme apresentado na Figura 1 (ISO 643, 2020).

Figura 1 Exemplificação de método planimétrico para medição de tamanho de grão conforme ISO 643.



(Fonte: ISO 643, 2020)

São realizadas duas contagens: n_1 (número de grãos que se encontram completamente dentro do círculo) e n_2 (número de grãos interseccionados pelo círculo). O número total de grãos equivalentes é dado pela Equação (1).

$$n_{100} = n_1 + \frac{n_2}{2} \quad (1)$$

Tem-se também que o número de grãos por milímetros quadrados (m), quando a objetiva empregada for de 100x, apresentada pela Equação (2).

$$m = 2n_{100} \quad (2)$$

Área média dos grãos em milímetros quadrados (\bar{a}) e o diâmetro médio (\bar{d}) em milímetros são dados pelas respectivas Equações (3) e (4).

$$\bar{a} = \frac{1}{m} \quad (3)$$

$$\bar{d} = \frac{1}{\sqrt{m}} \quad (4)$$

E, por fim, o índice de tamanho de grão G é dado pela Equação (5).

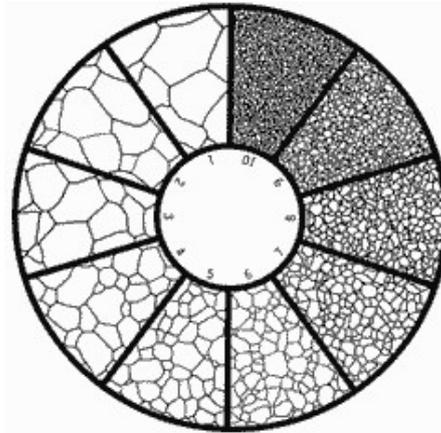
$$G = \frac{\lg m}{\lg 2} - 3 \quad (5)$$

A norma internacional ASTM E112 postula a Equação (6) para determinação do tamanho de grão médio, sendo TG o tamanho de grão e n o número de grãos por polegada quadrada com o emprego de uma objetiva de 100x (ASTM E112, 2021).

$$TG = \frac{\log n}{\log 2} + 1 \quad (6)$$

A utilização da determinação do grão através do método comparativo com imagens de grão similares também é permitida pela norma para casos em que o material se encontra completamente recristalizado com presença de grãos equiaxiais (ASTM E112, 2021). A Figura 2 apresenta imagens comparativas de tamanhos de grão.

Figura 2 Imagens comparativas de tamanhos de grão.



(Fonte: PMPA, 2014)

3.1.1 Crescimento de grão

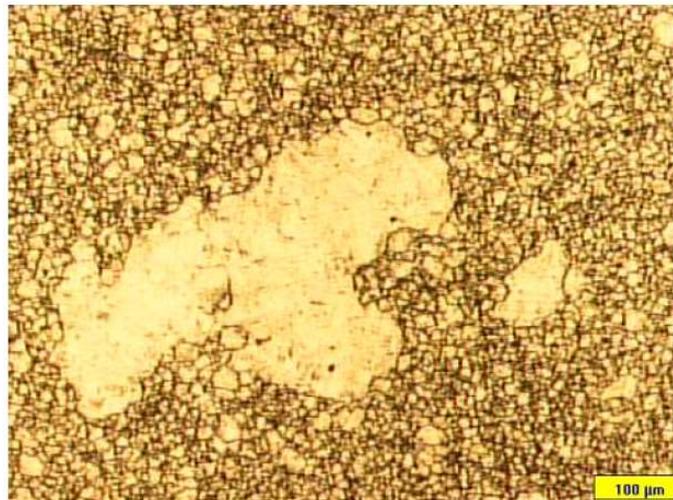
O crescimento de grão é um processo cuja força motriz é a diminuição da energia superficial do contorno de grão à medida que sua área aumenta, sendo ativado pela temperatura (CALLISTER, 2020). Ocorre pela migração dos contornos de grão, onde os grãos menores são consumidos pelos maiores, dependendo também do tempo de exposição à temperatura (GLADMAN, 1997). É visada uma configuração de menor energia pela menor densidade de contorno de grão (TAMURA et al., 1988).

O crescimento do grão também é dependente da curvatura de seu contorno, equivalente ao seu raio (HILLERT, 1965). Portanto, nem todos os grãos passarão pelo fenômeno do crescimento, somente aqueles que atingirem um raio de curvatura crítico.

De forma geral, os principais parâmetros que determinam o tamanho médio de grão austenítico são: Temperatura, tempo em temperatura, tamanho de grão prévio, condições iniciais da matriz, citando-se, por exemplo, a presença de precipitados e inclusões (XU, D. et al., 2017) e sempre haverá crescimento de grão, a menos que haja elementos que ancorem o fenômeno (GLADMAN, 1997).

Há dois tipos de crescimento de grão: normal/uniforme e anormal/não uniforme (SHIRDEL et al., 2014). O crescimento normal ocorre de forma contínua e gradual, na qual a distribuição do tamanho de grão apresenta um comportamento mais homogêneo. O segundo caso é caracterizado pela presença de grãos extremamente grosseiros em uma estrutura de grãos finos (Figura 3). Cita-se a dissolução de partículas de segunda fase como uma das causas para a ocorrência, devido à diminuição do efeito do ancoramento. A temperatura empregada também influencia, visto que seu aumento atua no sentido de aumentar a cinética do crescimento competitivo e na dissolução dos elementos na austenita.

Figura 3 Crescimento anormal de grão para aço DIN 16MnCr5. Ataque Picral.



(Fonte: BORSA, 2009)

A distribuição do tamanho de grão, ou seja, a homogeneidade microestrutural do aço, contribuiu ao efeito. Quanto maior a dispersão dos tamanhos de grão, maior será a probabilidade para o crescimento anormal. Assim como maiores taxas de aquecimento resultam em um favorecimento do crescimento anormal, devido ao aparecimento de um gradiente microestrutural mais evidente (DUTRA, 1995).

O crescimento anormal dos grãos pode resultar em efeitos negativos no desempenho dos componentes, como decréscimo nas propriedades de impacto, fadiga e aumento de distorções térmicas (KUBOTA et al., 2007), portanto, deve ser evitado.

3.1.2 Influência da composição química

Alumínio, nióbio, titânio e vanádio são geralmente utilizados como ancoradores de grão, com precipitação na forma de nitretos, carbonetos e carbonitretos nos contornos de grão, impedindo sua mobilidade. A interação entre as partículas e os contornos gera uma reação à força motriz para o crescimento dos grãos (COLPAERT, 2008). É desejável a escolha de precipitados que sejam capazes de se solubilizarem completamente durante o trabalho a quente, com precipitação em grandes quantidades posteriormente na cementação (KUBOTA et al., 2007).

Quando há o contato de um contorno de grão com uma partícula de segunda fase, é necessário o emprego de energia adicional para englobá-la a fim de que o contorno cresça e ocupe a área equivalente ocupada pela mesma (KRAUSS, 2006). Estudos iniciados por Zener e desenvolvidos posteriormente por demais pesquisadores formularam a equação que relaciona o raio médio do grão da matriz (R), o raio da partícula (r) e a fração volumétrica desses precipitados (f_v), distribuídos aleatoriamente, para que ocorra o travamento do crescimento de grão, sendo esta apresentada na Equação (7) (GLADMAN, 1997).

$$R = \left(\frac{1-f_v}{3Z}\right) \cdot r/f_v \quad (7)$$

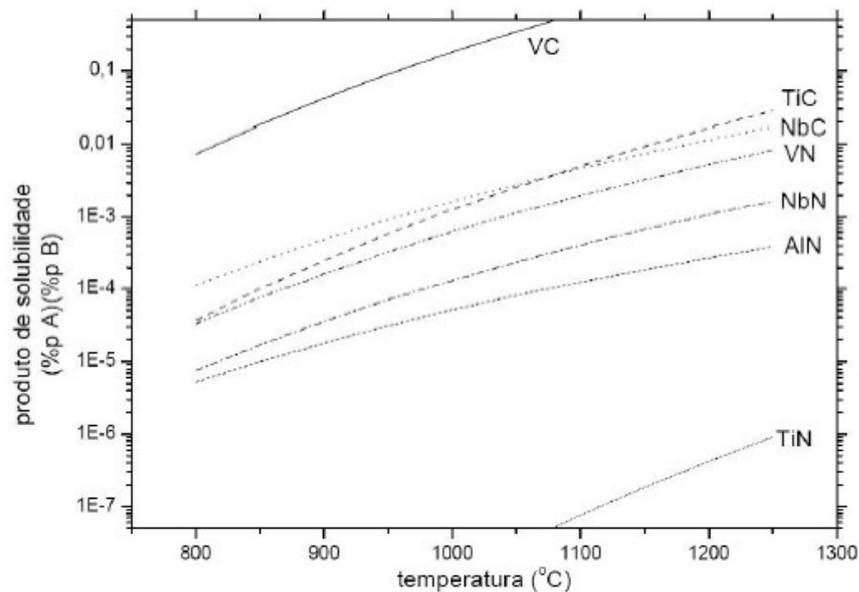
A variável física que representa a vantagem de crescimento do tamanho de grão em relação aos grãos vizinhos, Z , pode ser determinado por métodos experimentais (GLADMAN, 1997). Quanto menor a relação r/f_v , menor o raio do grão e maior o efeito do ancoramento ao seu crescimento.

A dissolução e precipitação desses constituintes estão relacionadas aos conceitos de solubilidade, sendo representadas pela equação de equilíbrio químico abaixo, em que M é o elemento microligante (Al, Nb, V ou Ti) e X carbono ou nitrogênio.



A Figura 4 apresenta a solubilidade destes principais ancoradores em função da temperatura. Em casos em que há solubilidade mútua entre nitretos e carbonetos, principalmente entre aqueles com parâmetros de rede e estruturas químicas semelhantes, ocorrerá a formação de carbonitretos complexos, sendo estes mais estáveis (NARITA, 1975).

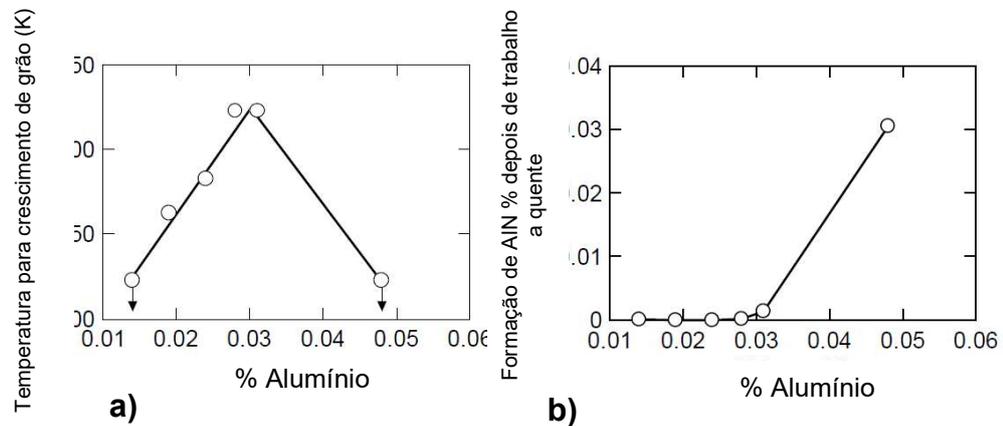
Figura 4 Solubilidade de carbonetos e nitretos na austenita.



(Fonte: NARITA, 1975)

Um dos elementos mais comumente adicionado como ancorador de grão é o alumínio. Na Figura 5 se observam os resultados de um trabalho conduzido que visou a avaliação do efeito do percentual de alumínio adicionado para a temperatura em que se inicia o crescimento anormal de grão e para a formação de nitretos de alumínio durante trabalho a quente (KUBOTA et al., 2007). A temperatura de crescimento de grão aumenta com uma maior quantidade e estabilidade dos precipitados, embora sempre inferior à temperatura necessária para completa dissolução dos mesmos (CUDDY, 1983).

Figura 5 Estudos conduzidos por Kubota e Ochi (2007) a) Efeito do % de alumínio adicionado para a temperatura em que há crescimento anormal dos grãos. b) Efeito do percentual de alumínio na formação de AlN depois de trabalho a quente.



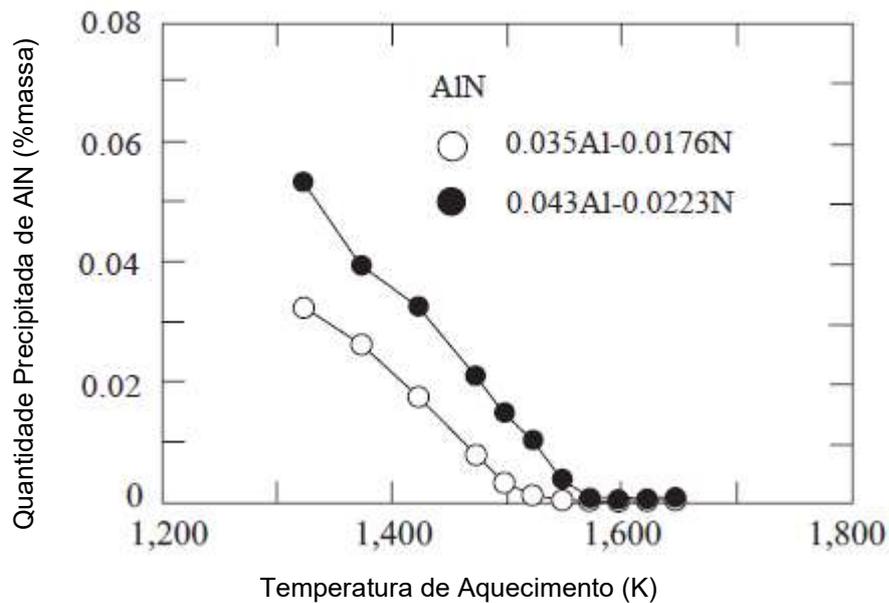
(Fonte: Adaptado de KUBOTA et al., 2007)

Para o caso de partículas de Al e N, concentrações superiores em peso não diminuem a possibilidade de o fenômeno ocorrer, pois relações maiores de Al/N favorecem o crescimento competitivo e, como consequência, o crescimento anormal. A ocorrência do crescimento é desfavorecida com relações Al/N próximas da estequiometria ($Al/N = 1,94$) (GLADMAN, 1997). Se algum elemento formador de nitretos mais estável que o de alumínio for adicionado, a disponibilidade de nitrogênio será afetada e a formação de AlN poderá ser restrita ou inibida (BORSA, 2009).

Kubota e Ochi (2007) estudaram também o comportamento da solubilização dos precipitados de AlN no aço JIS SCr 420 (Figura 6), com dois percentuais distintos de alumínio e nitrogênio. Verificaram que, para um percentual maior de alumínio, maior a temperatura para iniciar o crescimento anormal de grão. Ainda, obtiveram como resultados que, para um percentual de 0,02 %, tem-se um valor próximo de 1250 K e, para 0,03 %, 1300 K, com um percentual de nitrogênio que manteve a relação estequiométrica para formação dos nitretos. A temperatura completa de solubilização dos precipitados foi superior à medida que a adição de alumínio e nitrogênio aumentaram, o que justificou o comportamento do crescimento dos grãos, mantendo o efeito do ancoramento mais

duradouro. Embora ambos tenham ficado com a relação estequiométrica da relação Al/N próxima da ideal, a temperatura de completa solubilização dos precipitados foi superior à medida que a adição de alumínio e nitrogênio aumentaram.

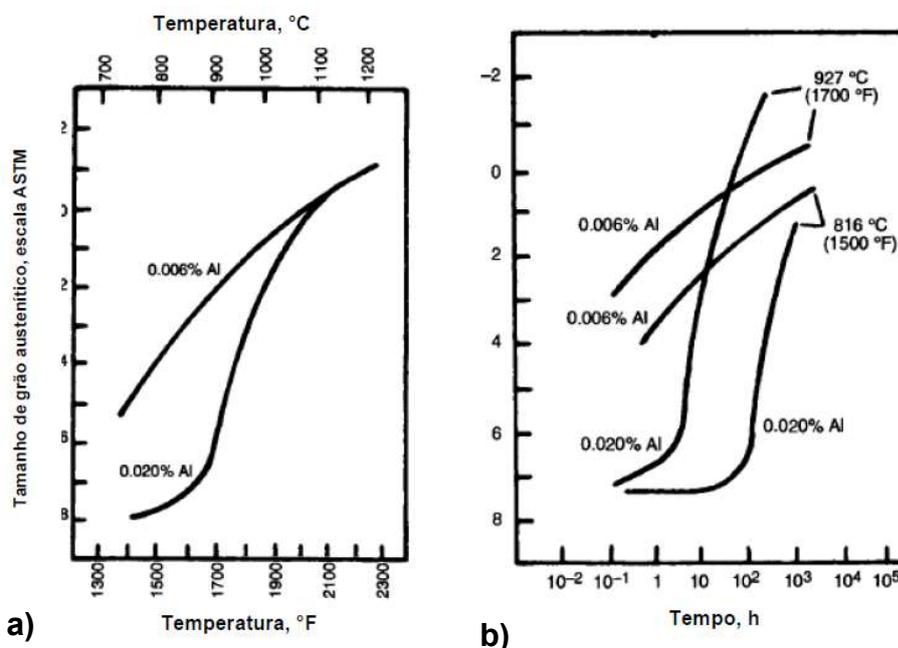
Figura 6 Comportamento da solubilização dos precipitados de AlN no aço JIS SCr 420.



(Fonte: Adaptado de KUBOTA et al., 2007)

O tamanho de grão não é somente uma função do percentual de alumínio no aço. A quantidade, forma e distribuição dos nitretos de alumínio dependem também do conteúdo de nitrogênio e das condições de austenitização, assim como do histórico termomecânico do material anterior à etapa de tratamento térmico (CONTRACT HEAT TREATMENT ASSOCIATION, 1996). Estudos conduzidos por Parrish (1999) exemplificaram essas correlações do tamanho de grão com o teor de alumínio na liga de um aço AISI 1060, com a temperatura e com o tempo de exposição, conforme apresentado na Figura 7.

Figura 7 Relação do tamanho de grão austenítico com o percentual de alumínio na liga de um aço ISI 1060, temperatura e tempo. **a)** Efeito da temperatura e % de alumínio para tratamento de 2h. **b)** Efeito do tempo em diferentes temperaturas com % de alumínio.



(Fonte: Adaptado de PARRISH, 1999)

Parrish (1999) estudou a relação do tamanho de grão austenítico com o percentual de alumínio para o aço ISI 1060, a temperaturas de 816 °C e 927 °C, em diferentes tempos de exposição. Para a temperatura de 816 °C e percentual de alumínio de 0,020 %, o tamanho de grão permaneceu constante entre os tempos de 1 a 10 horas, em torno do índice 7, apresentando crescimento exponencial acima desse valor. Para um percentual de 0,006 %, o menor grão encontrado foi de índice 4, já apresentando crescimento exponencial em um curto período. Para a temperatura de 927 °C, novamente o percentual mais elevado de alumínio apresentou melhores resultados, o tamanho de grão se manteve estável no índice 7, com um crescimento um pouco mais acelerado que na condição de menor temperatura, embora ainda tenha mantido uma estrutura com tamanho de grãos acima de 6 em 10 horas. Considerando que o menor percentual de alumínio para o aço 20MnCr5 é de 0,02 % e a variação dos tempos de exposição para os tarugos sendo de 3 a 6 horas, em temperatura constante, embora de 1200 °C, pode-se fazer uma

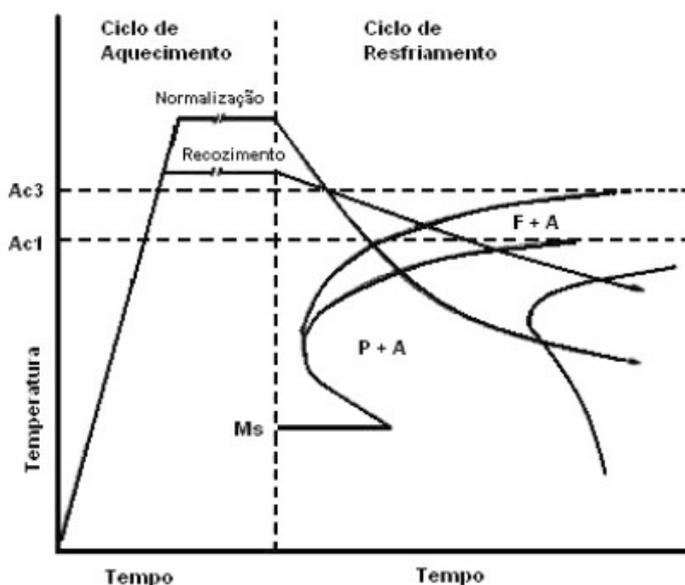
correlação com essas análises de Parrish. Visto que, para ambos os casos, para tempos de exposição não tão elevados, o percentual de alumínio possui um efeito mais significativo no comportamento do crescimento de grão do que o tempo de aquecimento.

3.1.3 Influência de tratamento térmico

Tratamento térmico é o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento, sob condições controladas de temperatura, tempo e atmosfera, aplicadas a ligas metálicas. Tem-se como objetivo a alteração de suas propriedades metalúrgicas e mecânicas (SILVA et al., 1998).

É possível modificar significativamente o tamanho de grão dos aços através de tratamentos térmicos em etapas intermediárias ou finais do processamento (VERHOEVEN, 2007). Para aços carbono ou ligados, quando é observado crescimento de grão após o tratamento termoquímico de cementação, sua microestrutura pode ser refinada por tratamentos térmicos realizados a partir da zona austenítica antes da têmpera (SHARMA, 2003), como tratamentos de recozimento pleno e normalização. A Figura 8 apresenta a comparação entre esses dois ciclos. O resfriamento lento para o primeiro provoca a transformação da austenita para ferrita e perlita próxima das temperaturas A_3 e A_1 , resultando na formação de grãos equiaxiais maiores (KRAUSS, 2005).

Figura 8 Ilustração dos ciclos de recozimento pleno e normalização.

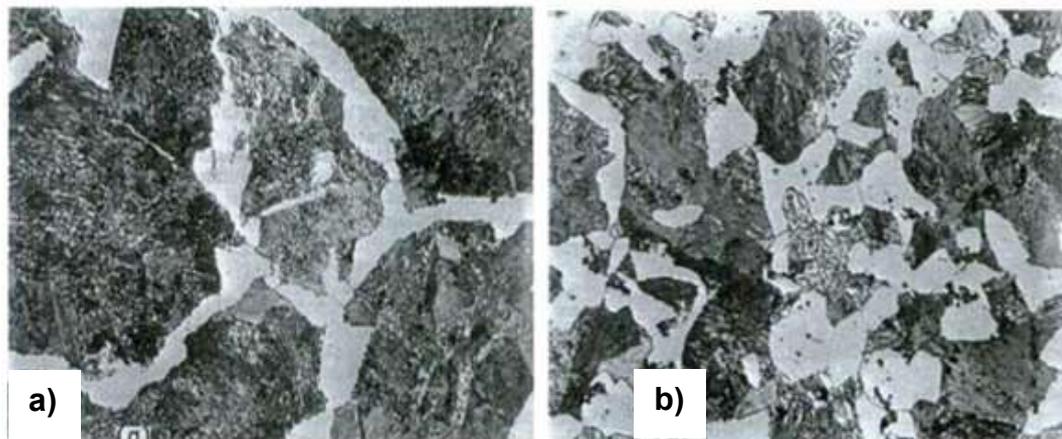


(Fonte: KRAUSS, 2005)

O tratamento térmico de normalização consiste no aquecimento do aço até o campo austenítico, normalmente acima da temperatura empregada para ciclos de têmpera, com posterior resfriamento ao ar, produzindo grãos mais finos de ferrita e perlita que no recozimento. A utilização dessas temperaturas superiores garante que precipitados e partículas de segunda fase estarão completamente dissolvidos na matriz metálica (BROOKS, 1996).

Devido ao processo de forjamento de peças complexas ser comumente realizado em temperaturas elevadas, que promovem o crescimento dos grãos, assim como a existência de gradientes de deformação, o tamanho dos grãos pode variar significativamente. A reaustenitização, durante a normalização, resulta na nucleação uniforme de novos grãos, que se formam a partir dos contornos de grãos maiores de austenita, sendo uma alternativa para homogeneizar e refinar esses componentes. A taxa de nucleação é superior em faixas de temperaturas mais altas, sendo menor a temperatura de transformação. A Figura 9 apresenta micrografias de um aço contendo 0,5% de carbono, submetido ao tratamento em questão após trabalho a quente em 1200 °C, evidenciando sua eficácia (BROOKS, 1996).

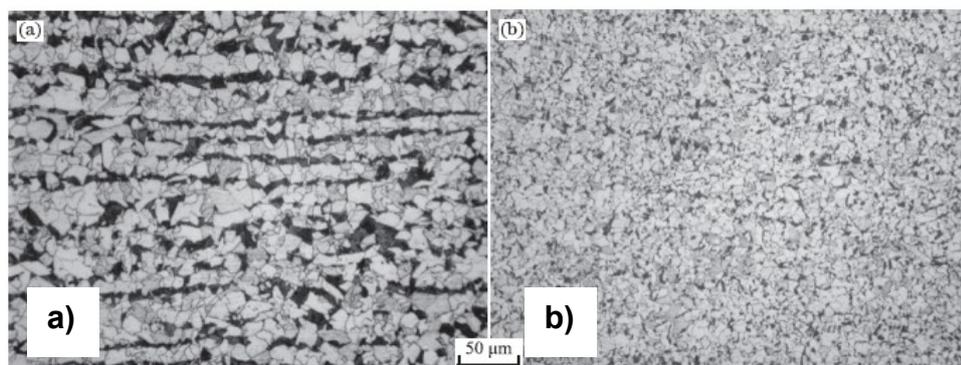
Figura 9 Microestruturas de aço com 0,5% de carbono apresentando refino de grão após normalização. **a)** Resfriamento ao ar após trabalho a quente a 1200°C. **b)** Condição (a) após normalização.



(Fonte: BROOKS, 1996)

PAN et al. (2015) estudou o efeito do emprego do tratamento térmico de normalização para um aço microligado ao vanádio, após conformação a quente, com a investigação do comportamento dos precipitados associados. Ambas as microestruturas obtidas após trabalho a quente e normalização foram perlíticas e ferríticas, todavia, para o segundo caso, apresentaram-se mais refinadas e homogêneas. Através de uma análise estatística e quantitativa, obteve-se que a média do tamanho de grão prévio ao tratamento térmico foi de 12,2 μm , enquanto, após normalização, de 8,2 μm . As micrografias correspondentes estão apresentadas na Figura 10. O elemento V pode existir em três formas no aço: em solução sólida da matriz, precipitado na forma de carbonitretos $M(C,N)$ e carbonetos M_3C . O emprego do tratamento térmico fez com que o vanádio já dissolvido fosse re-precipitado na forma de carbonitretos com maiores tamanhos e quantidades, agindo como ancoradores de grãos mais efetivos. Além, durante o período de encharque na etapa de austenitização, 32,9 % dos carbonitretos de vanádio permaneceram não dissolvidos, prevenindo também o crescimento dos grãos. Ao longo do resfriamento ao ar, esses precipitados não dissolvidos induziram a nucleação de ferritas intragranulares, que resultou no refino e re-precipitação do vanádio dissolvido.

Figura 10 Micrografias de aço microligado ao vanádio de estudos conduzidos por PAN et al. (2015) **a)** Material conformado a quente. **b)** Material normalizado.



(Fonte: PAN et al., 2015)

A normalização, portanto, pode ser utilizada para refino de grão e homogeneização da estrutura, por meio da recristalização, refino de estruturas brutas (para peças fundidas, por exemplo) e obtenção de propriedades mecânicas requisitadas (SILVA et al., 1998).

3.2. CEMENTAÇÃO

Tratamentos termoquímicos possuem como finalidade a introdução de elementos de liga na superfície dos metais a serem trabalhados, fazendo com que suas propriedades na superfície sejam alteradas pela modificação parcial de sua composição química (CHIAVERINI, 1996). Para que os processos difusionais, mecanismo responsável pela condução das operações, sejam iniciados, o ambiente no qual o material está inserido deverá estar submetido a temperaturas elevadas (COSTA E SILVA, 2006).

A cementação é um tratamento termoquímico empregado em aços de baixo carbono, cujo objetivo é o aumento da quantidade desse elemento, através da sua absorção na superfície do metal por meio de ambientes apropriados. O fenômeno ocorre por difusão, em que há um gradiente de concentração à medida em que há a aproximação do interior da peça, em uma dada temperatura, no campo de fase austenítico. A finalização do tratamento é realizada pelo

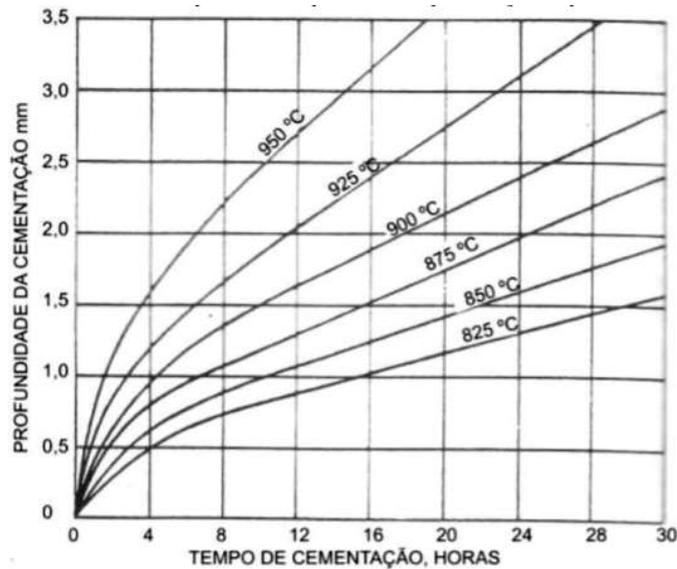
endurecimento superficial, através dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento, justificado pela formação de martensita na camada cementada (ASM COMMITTEE ON GAS CARBURIZING, 1977).

A operação visa ao aumento de dureza e de resistência mecânica da superfície dos componentes, atrelada a uma tenacidade satisfatória em seus núcleos, sendo largamente empregado na produção de peças automotivas, citando-se rolamentos, eixos e engrenagens (KUBOTA et al, 2007). O aumento da vida em fadiga também é observado devido às tensões residuais compressivas criadas na superfície (ASM COMMITTEE ON GAS CARBURIZING, 1977). Essas tensões compressivas são decorrentes da martensita formada ter um elevado teor de carbono na camada cementada e menor densidade que as fases que compõem o núcleo das peças (CHIAVERINI, 1996).

O carbono livre é absorvido na superfície do aço, este derivado de reações químicas de substâncias líquidas ou gasosas em contato com a superfície do metal. Existem métodos distintos para a realização do tratamento termoquímico: cementação sólida ou em caixa, líquida, a plasma, a gás e a vácuo (ASM COMMITTEE ON GAS CARBURIZING, 1977).

Costuma-se trabalhar com a quantidade de carbono na superfície entre 0,8% e 1%, em temperaturas que variam entre 850 °C e 950 °C. A utilização de temperaturas superiores é realizada quando se objetiva a redução de tempos de ciclo ou a obtenção de camadas cementadas mais espessas, devido ao aumento da taxa de difusão do elemento adicionado, conforme é possível visualizar na Figura 11 (KRAUSS, 2005) (CHIAVERINI, 1996).

Figura 11 Influência da temperatura e tempo na profundidade da camada cementada.



(Fonte: CHIAVERINI, 1996)

Todavia, devido à exposição das peças sob altas temperaturas, é possível ter como contrapartida o crescimento de grão, distorções dimensionais, custos de investimento e manutenção (PARRISH, 1999). É preciso avaliar se o processo de cementação é mais adequado para processamento dos componentes.

Na cementação sólida, tem-se que a origem do carbono é o monóxido de carbono (CO(g)) proveniente de misturas carburizantes, como carvão vegetal ou grafite, com adição frequente de ativadores, citando-se carbonato de boro (BaCO₃) (ASM, 1991). As substâncias ativadoras possuem como função o aumento da velocidade de fornecimento de CO, que atua como agente supridor de carbono.

Tem-se como principais reações de introdução de carbono na superfície do material as equações abaixo, utilizando como exemplo de ativador BaCO₃ (CHIAVERINI, 1996):





É a modalidade de cementação com menor complexidade, sendo um processo com custos inferiores aos demais, visto que não há a necessidade de utilização de equipamentos de alta tecnologia, comporta uma maior variedade de fornos, produz sua própria atmosfera carbonetante, somados à vantagem de apresentar uma tendência ao empenamento das peças inferior. Todavia, apesar dessas vantagens econômicas, possui um menor controle de processo, sendo substituído muitas vezes pela cementação gasosa e líquida. O teor de carbono na superfície não pode ser controlado com precisão, resultando em uma camada cementada não uniforme (CHIAVERINI, 1996).

A cementação sólida é um processo lento, sendo necessário longos períodos de permanência na temperatura de austenitização, o que resulta no crescimento de grão austenítico.

3.3.FORJAMENTO

Define-se a operação de forjamento como a transformação dos metais em uma forma útil por prensagem ou martelagem. Quando a execução é realizada a partir de equipamentos da categoria de martelos de forja, ocorre a aplicação de golpes rápidos sobre a superfície do metal, enquanto, se realizada a partir de prensas, o metal é submetido a uma força compressiva aplicada relativamente de forma lenta (DIETER, 1981). Ainda, é possível subdividir o processo de forjamento em duas categorias: forjamento livre (matriz aberta) e em matriz fechada (BRESCIANI, 2011).

Através da deformação plástica resultante do processo, é possível obter a forma desejada à peça e melhorar suas propriedades mecânicas, com a modificação e distribuição dos seus constituintes, assim como refino do grão. Podem ser forjadas diversas ligas metálicas, tais como aços-carbono, aços-liga, sendo as principais formas iniciais o metal fundido e laminado. O material na forma de laminado é mais indicado por

possuir uma estrutura prévia mais homogênea (BRESCIANI, 2011).

Independentemente do método de forjamento, a característica mais importante é o número de batidas por minuto, que determina sua taxa de produção. Tem-se também que o tempo de contato é o período em que a peça a ser trabalhada permanece na matriz em carga e, uma vez que a transferência de calor entre o metal quente e as matrizes frias é efetiva quando a interface está em contato sob elevada pressão, o aquecimento e o desgaste da matriz aumentam com este tempo (DIETER, 1981).

Cada classe de equipamento, prensas ou martelos, deve ser analisada em relação as suas características de energia, carga e da dependência do seu tempo de aplicação, para possuir capacidade de produzir componentes com elevada precisão dimensional. A obtenção de um produto satisfatório em uma operação de forjamento é resultado de a carga disponível ser superior a carga necessária em qualquer ponto do processo, e de que a energia da máquina disponível supere a energia necessária para o curso total da batida (DIETER, 1981).

A força nos martelos é fornecida pela queda de um peso, sendo esses equipamentos limitados energeticamente, visto que a deformação resulta da dissipação da sua energia cinética. Em contrapartida, tem-se como limitação das prensas mecânicas o curso da pancada do sistema deformante e das prensas hidráulicas pelas suas capacidades para provocar a deformação do metal serem restritas pelas cargas máximas que os sistemas podem resistir (DIETER, 1981).

3.3.1 Forjamento a quente e fenômenos físicos-metalúrgicos associados

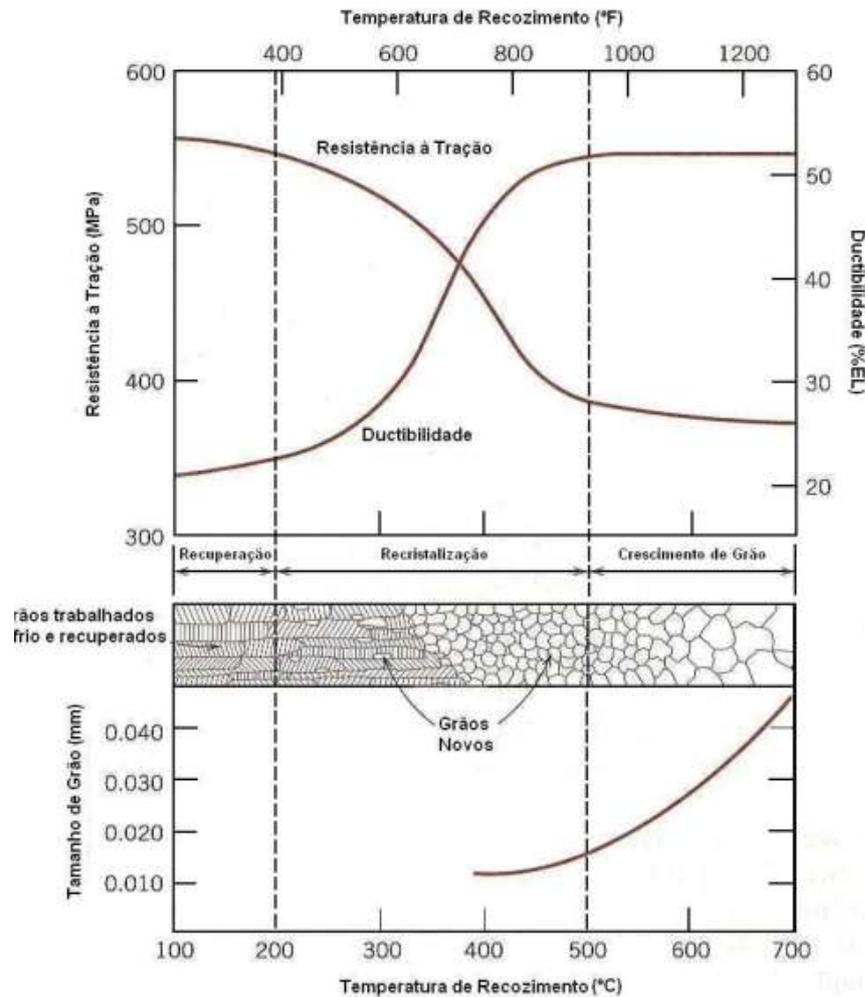
A maioria das operações de forjamento é realizada a quente, também definido como forjamento convencional. A temperatura de conformação precisa ser tal que garanta elevada plasticidade do material durante todo do processo de fabricação. Costuma-se trabalhar com temperaturas entre 800 a 1100 °C para aços, dependendo da sua composição química (BRESCIANI, 2011). De forma geral, a temperatura de forjamento diminui com aumento de carbono e de elementos de liga (TURRA, 2021).

A temperatura de trabalho a quente consiste na menor temperatura na qual haverá maior taxa de recristalização (DIETER, 1982). Todavia, o emprego de temperaturas elevadas poderá ocasionar em perdas de material devido à oxidação e à formação de carepa, além de crescimento anormal de grão (PARRISH, 1999). É possível também ter perda de forjabilidade ao se aproximar da temperatura de fusão do material ou pela fragilização a quente pela presença de precipitados com temperatura de fusão inferior.

A primeira etapa do processo consiste na austenitização, em que há o aquecimento do metal até sua temperatura de austenitização, seguido da permanência por determinado período na mesma, visando à homogeneização térmica da peça, que depende das suas características dimensionais. As fases posteriores podem ser sumarizadas no recalque (compressão livre para pré-distribuição do material na matriz, nem sempre é necessária), forjamento, rebarbação (remoção dos excessos do material) e resfriamento até temperatura ambiente (TURRA, 2021). A taxa de resfriamento, em conjunto com o tamanho de grão austenítico e composição química, controla a decomposição da austenita em diferentes fases, influenciando a microestrutura e propriedades mecânica finais (BUCHMAYR, 2016). Essas características ainda podem ser modificadas com o emprego de tratamento térmicos subsequentes.

Com o início da deformação do material, ocorre o fenômeno de encruamento, em que há a multiplicação do número de discordâncias, resultando em um aumento na tensão de escoamento. Esse comportamento é ilustrado na Figura 12. Todavia, pelo processo ser realizado a quente, tal efeito é sobreposto pela recuperação dinâmica já nos primeiros estágios da deformação, visando à redução de energia do sistema (CALLISTER, 2020). A taxa de recuperação, assim como a força motriz, é aumentada conforme há o acréscimo da densidade das discordâncias, com o desenvolvimento de uma microestrutura de sub-grãos (ROLLET et al., 2017).

Figura 12 Evolução da microestrutura e propriedades mecânicas durante trabalho a quente.



(Fonte: CALLISTER, 2020)

Quando uma condição de deformação crítica (ϵ_c) é alcançada, a recuperação dinâmica se torna ineficiente para trabalhar no sentido de reduzir a energia do sistema, iniciando-se o fenômeno de recristalização dinâmica, com a formação e nucleação de novos grãos, que possuem composição e estruturas idênticas aos originais (ROLLET et al., 2017). Esse fenômeno é influenciado pelos gradientes de deformação, visto que levam à formação de gradientes de energia armazenada dentro dos grãos, devido à densidade de discordâncias ser distinta no interior e entre diferentes grãos (DIETER, 1982).

A recristalização dinâmica é um fenômeno que ocorre em metais que possuem baixa e média energia de falha de empilhamento, atrelada ao emprego de altas taxas de deformação. A grande quantidade de defeitos

gerados ao longo da conformação a quente e o acúmulo de discordâncias, visto que a recuperação dinâmica é lenta, resulta no acúmulo de energia interna até o início da recristalização dinâmica. Depende de fatores externos e intrínsecos ao material (temperatura, tempo em temperatura, taxa de deformação e tamanho de grão inicial) (SOUZA, 2019). Sua cinética pode ser descrita através da equação de Avrami, apresentada pela Equação (13) (SENUMA et al, 1986).

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_C}{\varepsilon_{0,5}} \right)^n \right] \quad (13)$$

Sendo X_{DRX} a fração recristalizada dinamicamente, n expoente de Avrami, ε_C deformação crítica, ε deformação aplicada, $\varepsilon_{0,5}$ deformação no ponto de 50% de recristalização, esta calculada pela Equação (14).

$$\varepsilon_{0,5} = c \cdot \varepsilon^s \exp \left(\frac{Q_{DRX}}{RT} \right) \quad (14)$$

Tem-se que Q_{DRX} é a energia de ativação para a recristalização dinâmica, T a temperatura em K, R a constante universal dos gases, b , c e s constantes que variam de acordo com o metal.

Por fim, o tamanho de grão obtido na recristalização dinâmica é relacionado pela temperatura e taxa de deformação, através da equação (15), evidenciando que é diretamente proporcional à taxa de deformação empregada.

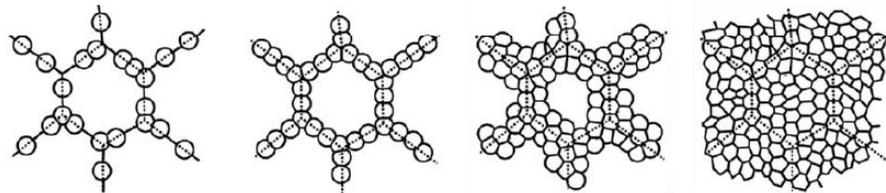
$$d_{DRX} = C' \varepsilon^b \exp \left(\frac{Q_{DRX}}{RT} \right) \quad (15)$$

Microestruturas heterogêneas também modificam o comportamento do material frente à recristalização, uma vez que o potencial para que prossiga varia de grão para grão. Como consequência, alguns grãos sofrem apenas recuperação, não recristalizando (SANDIM, 2001).

Os grãos austeníticos prévios determinam os locais para nucleação dos novos grãos, promovidos pela recristalização durante a deformação,
37

conforme apresentado na Figura 13. Metais com grãos menores possuem uma área de contorno de grão austenítico superior por unidade de volume e, como consequência, mais sítios para nucleação. Portanto, a cinética de recristalização é mais rápida para materiais mais refinados (HUAN et al., 2016). Estudos realizados a partir da deformação de ferro policristalino de alta pureza também mostram que amostras com diferentes tamanhos de grão submetidos a um mesmo grau de deformação apresentavam densidades de discordâncias distintas. Aquelas com tamanho de grão prévio mais refinado manifestaram uma maior densidade e mais sítios de nucleação (GORELIK, 1981).

Figura 13 Avanço da nucleação, fenômeno de recristalização dinâmica.

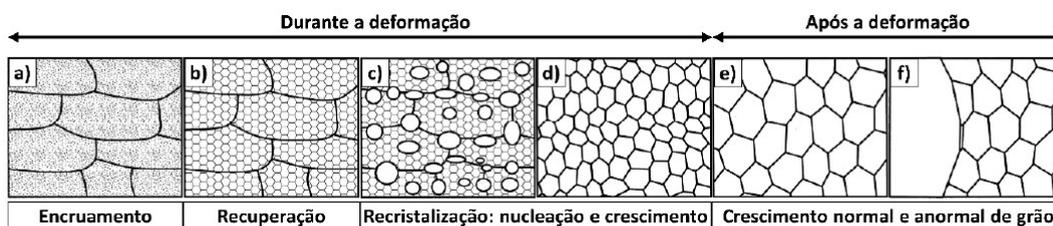


(Fonte: Adaptado de ROLLET et al., 2017)

Após o término da deformação, também há ocorrência da recristalização metadinâmica, que se inicia dinamicamente, a partir dos núcleos formados pela recristalização dinâmica, e cresce estaticamente, sem atuação de tensões (PADILHA, 2005). Posteriormente à interrupção da deformação, após a recristalização dinâmica e atingimento da deformação crítica, ainda há a presença de núcleos no interior do material, que crescem via migração dos contornos de grão, sem a necessidade de um período de incubação (SOUZA, 2019).

Por tais razões, durante o forjamento, os grãos grosseiros, formados devido ao aquecimento em altas temperaturas na primeira etapa, são refinados. Todavia, caso a temperatura final da operação seja elevada, poderão crescer durante o resfriamento da peça ao ar (BRESCIANI, 2011). A Figura 14 sumariza todos esses fenômenos associados ao trabalho a quente.

Figura 14 Ilustração dos fenômenos físicos-metalúrgicos associados com operações de trabalho a quente.



(Fonte: Adaptado de ROLLET; ROHRER; HUMPHREYS,2017)

A taxa de crescimento de grão do produto forjado, após fenômeno de recristalização, é influenciada pela temperatura da operação, taxa de deformação e composição química. Quanto maior a temperatura, maior é a velocidade de migração dos contornos de grão austenítico. Tal fenômeno é justificado pela redução da energia de ativação empregada para o rompimento das ligações, reorganização da estrutura atômica e dissolução dos precipitados (ROLLET et al., 2017). Esses precipitados presentes na matriz, geralmente carbonetos e nitretos, atuam como ancoradores de grão, sendo dissolvidos com maior facilidade em temperaturas mais elevadas.

Nos processos de conformação, a geração de calor também é proveniente da deformação plástica e do atrito do material com o equipamento e matriz (ALTAN et. al., 2005). A energia empregada para a deformação plástica se acumula em torno de 5 a 10 % na rede cristalina, na forma de energia interna, e o percentual restante é convertido em calor. Uma parte desse calor gerado é dissipado para o ambiente e o remanescente permanece na peça, aumentando sua temperatura e contribuindo juntamente para o crescimento dos grãos austeníticos (DIETER, 1981).

3.3.2 Parâmetros de Forjamento

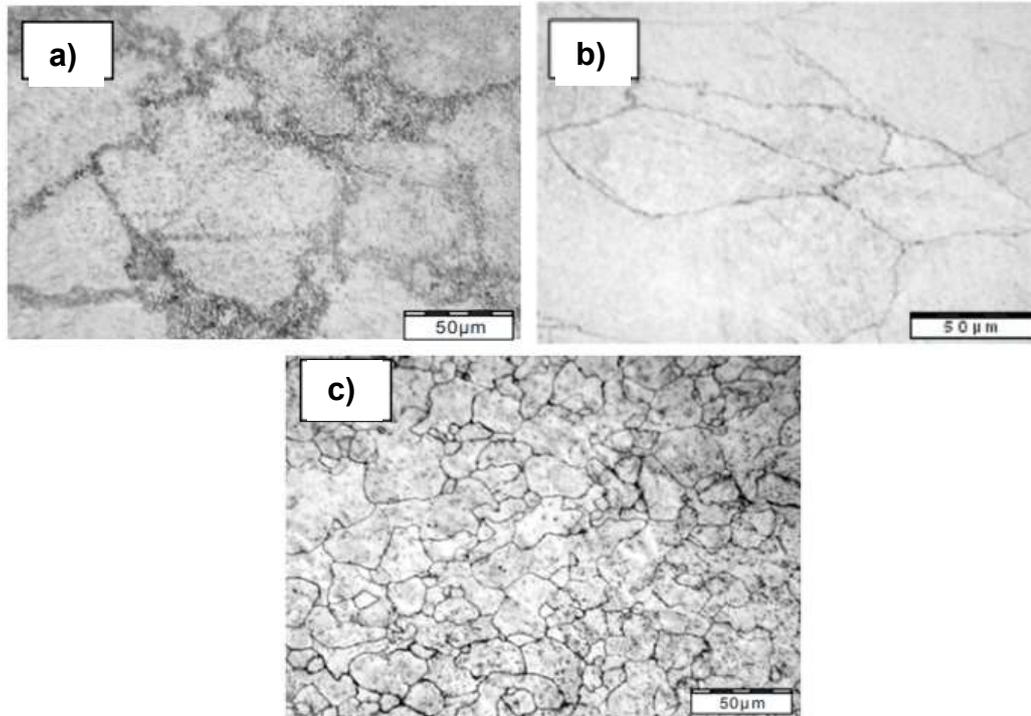
A microestrutura prévia ao forjamento do material possui influência na obtenção da microestrutura final. O tamanho de grão austenítico anterior à deformação influencia na cinética de recristalização durante o processo

(HUAN et al., 2016). Portanto, o metal submetido à operação de conformação a quente terá inicialmente suas propriedades definidas pela taxa de aquecimento, temperatura e tempo de permanência nessa temperatura. Esses parâmetros influenciam a homogeneização térmica, da composição química na austenita e da dissolução dos precipitados. A velocidade da migração dos contornos de grão austenítico também está relacionada a tais fatores, sendo esta acelerada com o acréscimo de temperatura (TURRA, 2021).

A temperatura de forjamento possui influência principalmente na cinética de recristalização e no crescimento de grãos austeníticos (HUAN et al., 2016). A microestrutura do aço pode evoluir para um patamar de crescimento anormal de grão se exposto a temperaturas elevadas por longos períodos. Justifica-se tal fenômeno pela solubilização pontual em uma determinada região do material, dissolvendo os precipitados responsável pelo ancoramento dos grãos (GLADMAN, 1994), e pela velocidade de migração dos seus contornos.

Costa (2014) realizou experimentos com o aço ABNT 4140 em que as amostras foram aquecidas com os tempos de 22, 66 e 200 minutos, com emprego de temperaturas de 900 °C, 1000 °C, 1100 °C e 1200 °C, submetidas posteriormente a ciclos termomecânicos de forjamento a 1120 °C. Observou-se que o fenômeno de recristalização completa (estática, dinâmica e metaestática) somente ocorreu nas maiores condições de tempo e temperatura (amostra aquecida por 200 minutos na temperatura de 1200 °C), com a presença de grãos equiaxiais em toda amostra, de diâmetro médio 26 μm . As micrografias comparativas para algumas condições analisadas estão apresentadas na Figura 15.

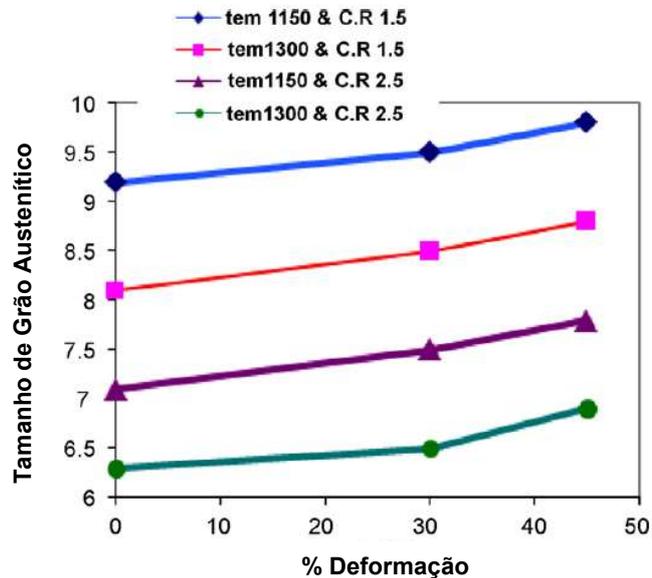
Figura 15 Micrografias para aço ABNT 4140, forjado a 1120 °C, submetido a diferentes condições de aquecimento. **a)** Aquecimento 22 min – 1200 °C. **b)** Aquecimento 66 min – 1200 °C. **c)** Aquecimento 200 min – 1200 °C.



(Fonte: COSTA, 2014)

Segundo BABAKHANI et al. (2010), a recristalização dinâmica, que ocorre durante o forjamento a quente, pode ser dominante em regiões sujeitas a altas deformações e em temperaturas superiores, conforme apresentado na Figura 16. No estudo realizado para o aço 30MSV6, microligado ao vanádio, obteve-se grãos austeníticos mais refinados para temperatura de 1300 °C. Grãos menores também foram resultado de maiores taxas de resfriamento (2,5 °C/s).

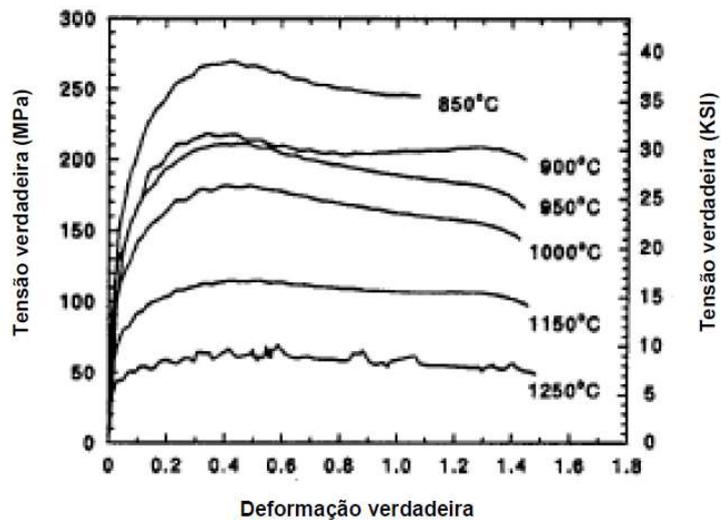
Figura 16 Efeito dos parâmetros de forjamento (temperatura de deformação, % de deformação, taxa de resfriamento) para tamanho de grão austenítico para aço 30MSV6 microligado ao vanádio.



(Fonte: BABAKHANI et al., 2010)

A escolha da temperatura é realizada de forma que seja diminuída a carga aplicada na peça, em que os mecanismos de recuperação e deformação ocorrem simultaneamente (DIETER, 1982), apresentando um escoamento plástico satisfatório para operação. Há uma diminuição do limite de escoamento sob altas temperaturas (KRAUSS, 2005), conforme é possível verificar com o exemplo da Figura 17. O aumento da temperatura reduz a pressão de forjamento e facilita o fluxo de material para as cavidades da matriz (HELMAN et al., 2010).

Figura 17 Alteração do escoamento plástico do aço SAE 4320 com emprego de diferentes temperaturas.



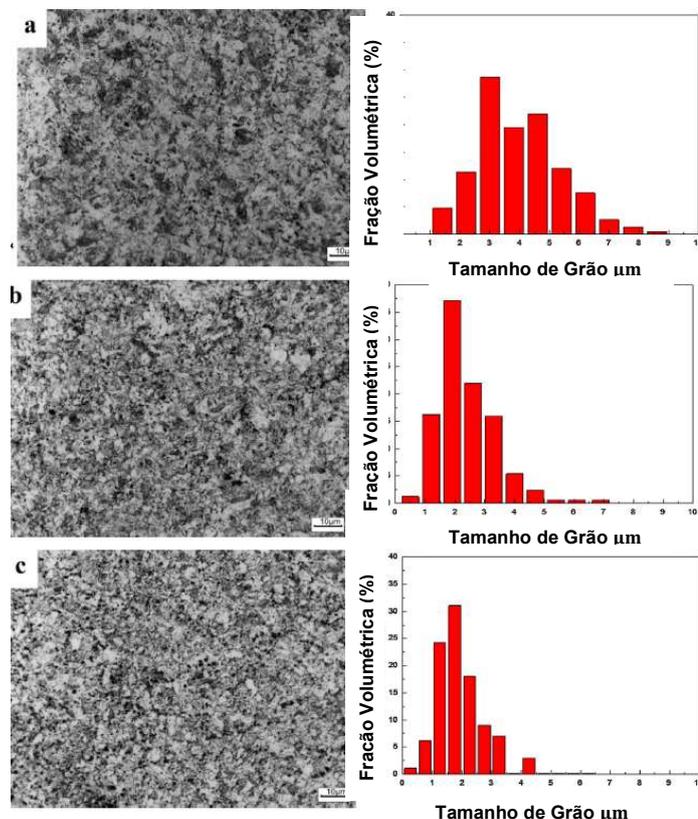
(Fonte: Krauss, 2005)

A velocidade de forjamento, número de batidas por minuto, é um dos parâmetros mais importantes do processo de forjamento (DIETER, 1981). Relaciona-se com a força necessária para produzir a deformação e com a dissipação de calor durante a operação, além de ser uma medida de produtividade. Mais rápida a deformação, maior é a força necessária e menor a perda térmica, o que poderá provocar um superaquecimento do material, crescimento anormal de grão ou até mesmo fusão da peça (HELMAN, 2010). Todavia, a velocidade de deformação também influencia na cinética da recristalização metadinâmica. Quanto maior a velocidade empregada, mais rapidamente a mesma ocorre e mais refinados são os grãos (PADILHA, 1997).

No estudo de Fang (2015), para um aço martensítico, foram testadas diferentes taxas de deformação visando a uma condição final de 70 % de deformação, sendo elas de 0,1/s, 5/s e 10/s. Para a menor taxa, maior parte dos grãos alongados (microestrutura prévia) foram substituídos por grãos recristalizados dinamicamente, que tiveram tempo para crescer e consumir os grãos originais austeníticos. A distribuição dos tamanhos de grão apresentou uma faixa larga, variando de 1 a 8 μm , e possuindo como média 4,2 μm . Para 5/s, obteve-se uma distribuição de 0,5 a 6,8 μm , com uma média de 2,5 μm , em que a recristalização somente ocorreu em

regiões de alta densidade de discordâncias. Para 10/s, o tamanho de grão foi reduzido significativamente, devido ao tempo insuficiente para seu crescimento, sendo estes valores distribuídos entre 0,5 a 3 μm , com uma média de 1,8 μm (Figura 18). Concluiu-se que, com o aumento da velocidade de deformação, há também o aumento da energia de deformação armazenada, sendo esta a força motriz para a recristalização dinâmica. Com taxas inferiores, a energia armazenada é baixa e átomos possuem tempo suficiente para difundir e os novos grãos terem tempo para seu crescimento. A nucleação da recristalização se torna mais seletiva, ocorrendo apenas em sítios de maior energia de deformação, razão pela qual tanto a nucleação quanto o refinamento dos grãos são baixos. Em taxas superiores, a nucleação também ocorre em áreas de deformação moderada.

Figura 18 Microestruturas e distribuição de tamanhos de grão do estudo conduzido por Fang (2015) para aço martensítico. **a)** Taxa de deformação de 0,1/s. **b)** Taxa de deformação de 5/s. **c)** Taxa de deformação de 10/s.

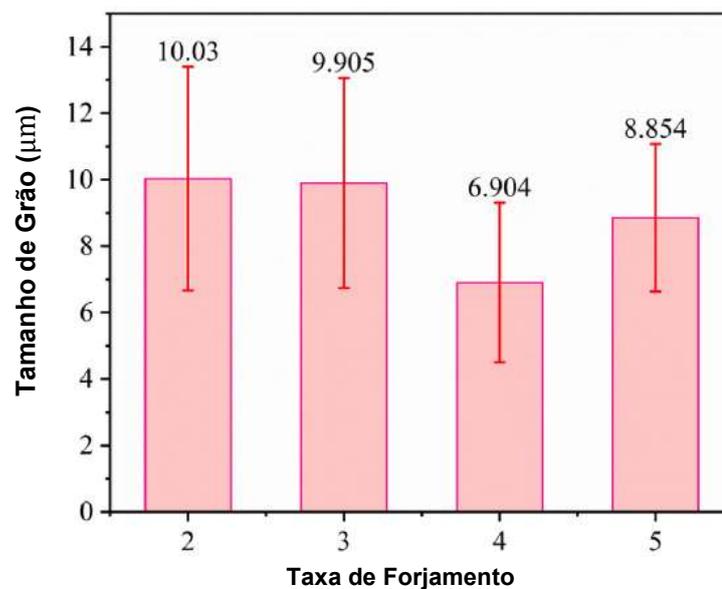


(Fonte: Adaptado de FANG et al., 2016)

O trabalho de DAI et al (2022) investigou também a influência da taxa

de forjamento para o aço EA4T (C 0,25 %, Cr 1,09 %, Mn 0,68 %), sendo elas de 2, 3, 4 e 5. Os tamanhos das amostras foram, respectivamente, de 25 x 25 x 200 mm, 31 x 31 x 200 mm, 36 x 36 x 200 mm e 40 x 40 x 200 mm. Os corpos de prova foram aquecidos a 1100 °C e a temperatura de forjamento foi de aproximadamente 850 °C. Observou que as amostras forjadas com taxas de 2 e 3 apresentaram mudanças significativas quando comparadas com as taxas de 4 e 5. Um grande percentual de ferrita acicular e poligonal, com tamanho superior, foi encontrado para os primeiros casos, sinalizando que a recristalização dinâmica foi insignificante. Para as taxas superiores, ferritas poligonais também se apresentaram, embora mais refinadas, com também presença de ferritas equiaxiais homogeneamente distribuídas. A deformação a quente foi acompanhada inicialmente da deformação do grão, seguido da recristalização dinâmica, que ocorreu devido ao acúmulo de energia durante o processo de forjamento. Portanto, o tamanho médio de grão diminuiu com o aumento das taxas de forjamento, como é possível verificar na Figura 19.

Figura 19 Tamanho de grão ferrítico para aplicação de diferentes taxas de forjamento.



(Fonte: Adaptado de DAI et al, 2022)

O tamanho de grão para taxa 5 foi superior que para 4, justificado pelo

fato de que a área do forjamento foi maior que a dos demais experimentos. O aumento da taxa pode ter provocado o crescimento da austenita no núcleo da amostra, devido a não ter sofrido deformação plástica suficiente, resultando em um menor percentual de quebras dos grãos e, como consequência, menor refino de grão.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais utilizados, assim como as condições experimentais empregadas, são apresentados a seguir. As metodologias aplicadas para análise dos resultados também são explanadas na seção em questão.

4.1. MATERIAL

O material utilizado no presente trabalho foi o aço 20MnCr5, frequentemente empregado para manufatura de eixos e engrenagens automotivas. A faixa de composição química é apresentada na Tabela 1, conforme norma DIN EN 10084.

Tabela 1 Composição química do aço 20MnCr5 (% peso), conforme norma DIN EN 10084.

| | %C | %Si | %Mn | %P | %S | %Cr | %Ni | %Cu | %Al | %N |
|---------------|------|-----|-----|-------|-------|-----|-----|-----|------|-------|
| Mínimo | 0,17 | - | 1,1 | - | - | 1,0 | - | - | 0,02 | 0,009 |
| Máximo | 0,22 | 0,4 | 1,4 | 0,025 | 0,035 | 1,3 | 0,3 | 0,3 | 0,05 | 0,014 |

4.2. CONDIÇÕES DOS ENSAIOS DE FORJAMENTO

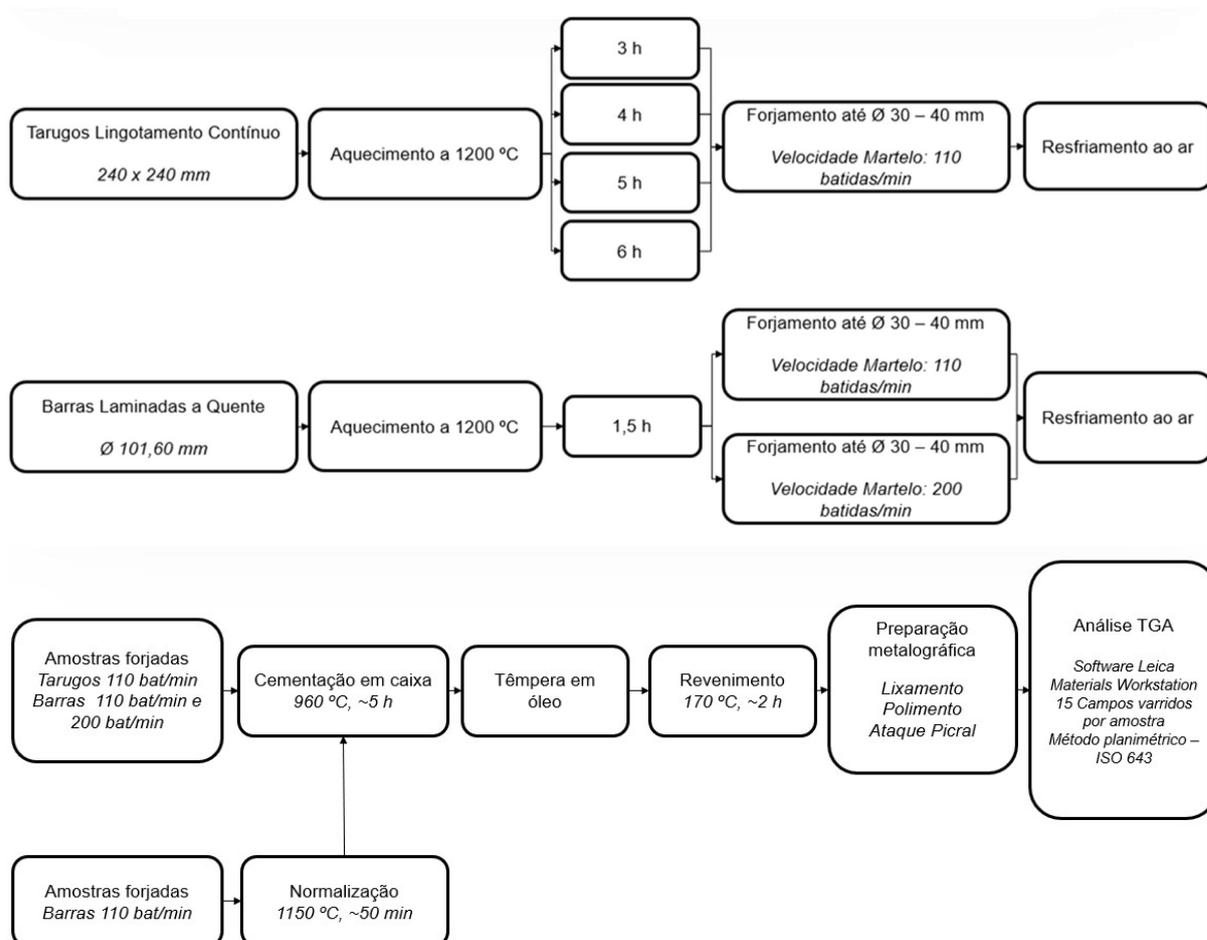
As amostras, que totalizaram o número de 70, foram submetidas a diferentes ciclos experimentais, conforme Tabela 2 e Figura 20, sendo preparadas a partir de tarugos provenientes de lingotamento contínuo, de seção transversal 240 mm x 240 mm, e de barras laminadas a quente, de diâmetro 101,60 mm. A condição de velocidade 200 batidas/min não foi testada em tarugos, devido à limitação dimensional do equipamento.

Tabela 2 Condições de testes empregados para o trabalho.

| Material | Tempo Austenitização (h) | Velocidade martelo forjamento (batidas/min) | Tratamento Térmico Posterior |
|-----------------|---------------------------------|--|-------------------------------------|
| Tarugo | 3 | 110 | NA |
| Tarugo | 4 | 110 | NA |

| | | | |
|----------------|-----|-----|--------------|
| Tarugo | 5 | 110 | NA |
| Tarugo | 6 | 110 | NA |
| Barra Laminada | 1,5 | 110 | NA |
| Barra Laminada | 1,5 | 110 | Normalização |
| Barra Laminada | 1,5 | 200 | NA |

Figura 21 Fluxograma que ilustra as diferentes condições de testes empregadas para o trabalho.

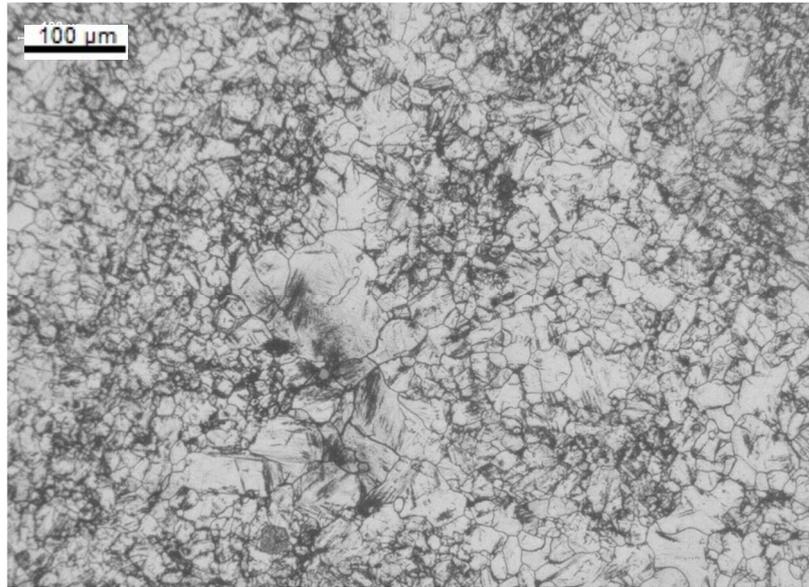


(Fonte: Autora)

A condição microestrutural prévia à operação de forjamento para os tarugos provenientes de lingotamento contínuo e para as barras laminadas a quente estão apresentadas na Figura 22 e Figura 23. Verifica-se a presença de grãos grosseiros e heterogêneos quando o material se encontra ainda na forma de tarugo, embora, para a condição do material laminado, também se observa, em menor quantidade, grãos de tamanho

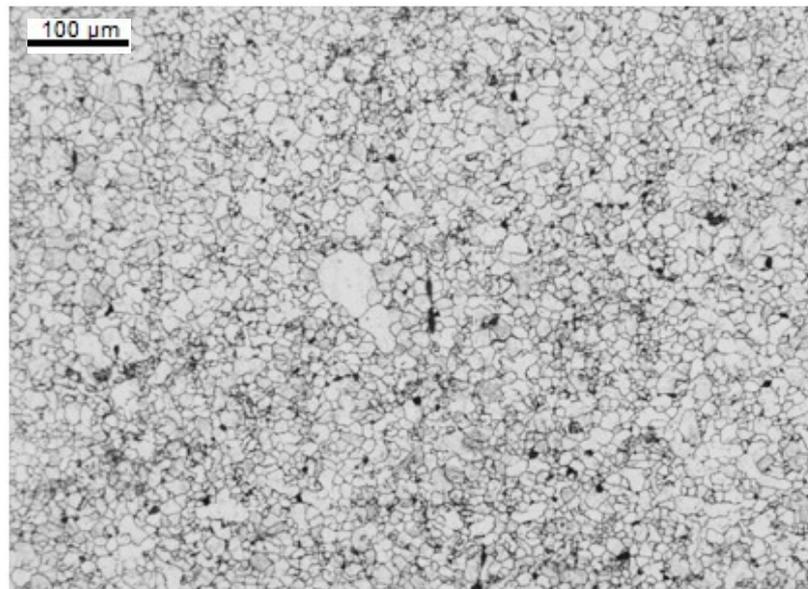
superior circundados de grãos refinados.

Figura 22 Micrografia da condição microestrutural para tarugos de lingotamento contínuo, anterior à operação de forjamento. Objetiva de 100x, ataque Picral.



(Fonte: Autora)

Figura 23 Micrografia da condição microestrutural para barra laminada a quente, anterior à operação de forjamento. Objetiva de 100x, ataque Picral.

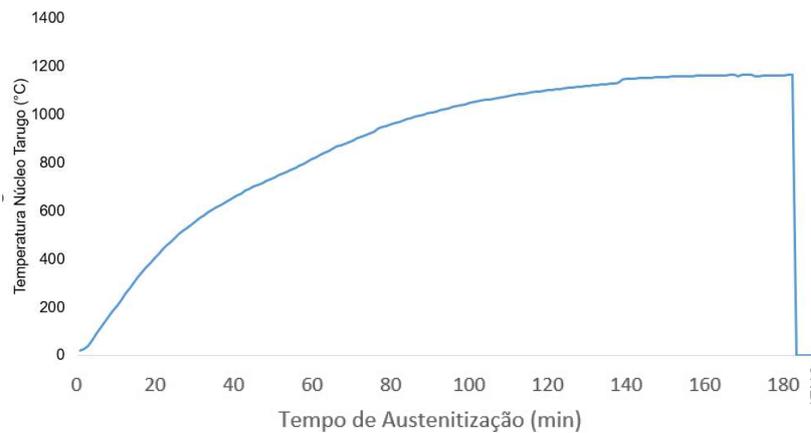


(Fonte: Autora)

Os corpos de prova forjados foram aquecidos inicialmente até alcançarem e homogeneizarem a temperatura de 1200 °C, que simula o

processo industrial de fabricação dos eixos e engrenagens automotivas, em um forno a gás. Através de um teste experimental, em que foi inserido um termopar no núcleo das peças, foi possível verificar que se estabiliza a temperatura requerida após 3 h de austenitização (Figura 24), sendo este o tempo mínimo de trabalho para os tarugos de seção 240 mm x 240 mm.

Figura 24 Avanço da temperatura medida no núcleo do tarugo em função do tempo de austenitização.



(Fonte: Autora)

Posteriormente, as amostras foram encaminhadas para a operação de forjamento em matriz aberta e plana, que ocorreu em dois martelos distintos, com velocidades de 110 batidas/min e 200 batidas/min, resfriando ao ar calmo após alcançarem o diâmetro final de 30 – 40 mm (Figura 25).

Figura 25 Martelos utilizados nos experimentos **a)** Martelo com velocidade de 110 batidas/min. **b)** Martelo com velocidade de 200 batidas/min. **c)** Amostras após forjamento.



(Fonte: Autora)

O tratamento térmico de normalização, empregado somente em uma das condições de teste (material de partida sendo barra laminada a quente, com posterior forjamento com velocidade de 110 batidas/minuto, conforme Tabela 2), foi realizado em escala laboratorial, com a austenitização dos materiais a 1150 °C por 50 minutos, seguido de resfriamento ao ar.

4.3. CICLO DE CEMENTAÇÃO

Para análise do tamanho de grão austenítico, o ciclo de cementação e têmpera em óleo foi aplicado nas amostras recebidas pelas diferentes condições experimentais. Os tratamentos foram efetivados em fornos laboratoriais da marca SANCHIS do tipo mufla e o método de cementação empregado foi sólida com utilização de grafite como elemento carburizante.

As amostras cementadas apresentaram uma camada cementada entre 0,6 – 1,2 mm, com conteúdo de carbono na região em torno de 0,85 %, medidas através de imagens metalográficas e análises de composição química, respectivamente, permanecendo na temperatura de 960 °C \pm 10

°C entre 4 – 6 horas. A têmpera foi realizada em óleo, seguida de uma operação de revenimento a $170\text{ °C} \pm 10\text{ °C}$ por 1,5 – 3 horas.

4.4. ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As amostras foram submetidas à análise química em um Espectrômetro de Emissão Óptica Modelo ARL – 4460, equipamento com ambiente de atmosfera inerte em suas câmaras e que utiliza argônio como gás de arraste. A composição final é resultado da média de duas medições do material retirado na última etapa do lingotamento contínuo. Os materiais recebidos são lixados em uma lixadeira automática Herzog com grãos 60 e 120, a fim de remover imperfeições de sua superfície, para então serem inseridos no equipamento. O processo garante as variações de resultado de acordo com a norma SAE J409.

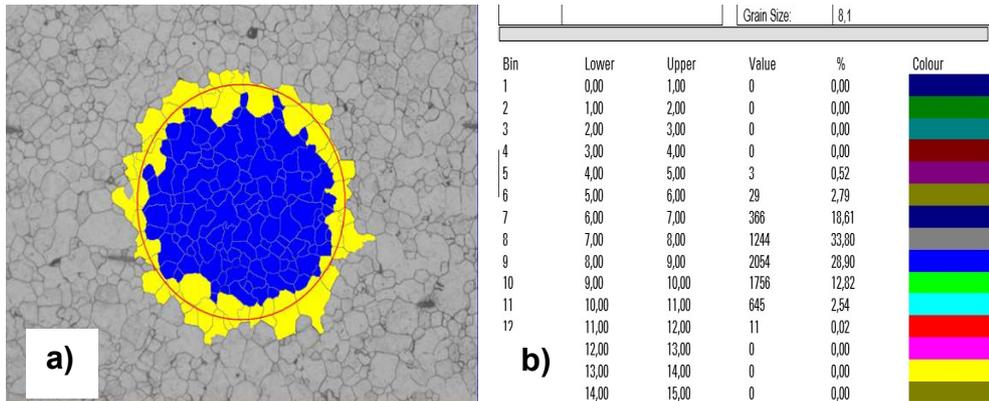
4.5. ENSAIO METALOGRÁFICO E ANÁLISE DE TAMANHO DE GRÃO

A preparação das amostras se iniciou com o lixamento do material, com a utilização de lixas com granulometria de 400 e 1200, em uma preparadora metalográfica automática Struers, seguida da operação de polimento final, de forma que a superfície das peças apresentasse poucos riscos e que estes não fossem prejudiciais à visualização da microestrutura no microscópio óptico. O polimento foi realizado em um pano de feltro e com suspensão de alumina de granulometria $3\mu\text{m}$ em água, também em uma politriz de marca Struers. Após, os materiais foram submetidos ao ataque com reagente Picral, para revelação dos contornos de grão. Para análise e verificação das microestruturas reveladas, utilizou-se o microscópio óptico Olympus, com sistema de aquisição de imagem acoplado, onde foram registradas imagens com objetiva de 100x.

Os resultados das análises dos tamanhos de grão austenítico foram obtidos através do software Leica Materials Workstation, que captura e compila a distribuição dos grãos após varredura em 15 campos de cada amostra, retornando com um histograma do percentual associado a cada tamanho, de acordo o método planimétrico e com os índices da norma

ISO 643. Um exemplo de campo analisado e de relatório gerado pelo software são apresentados na Figura 26.

Figura 26 a) Exemplo de campo analisado pelo software para análise de tamanho de grão. Objetiva de 100x, ataque Picral. **b)** Relatório gerado para resultado de tamanho de grão austenítico.



(Fonte: Autora)

4.6. METODOLOGIA DE ANÁLISE

A metodologia empregada para condução dos experimentos e análises dos resultados foi *Design of Experiments* – DoE. Consiste em um estudo fatorial da correlação entre variáveis selecionadas do processo e a variável resposta, obtendo-se como saída o grau de interação entre elas. A variável resposta para todos as condições experimentais foi o percentual médio de grãos acima do índice 5, conforme ISO 643. O alfa empregado foi de 0,05 (nível de confiança de 95%).

As variáveis e critérios selecionados para o estudo do DoE estão apresentados na Tabela 3. As combinações para as condições experimentais propostas pela metodologia são informadas na Tabela 4, para diferentes tempos de aquecimento de tarugos, na Tabela 5, para diferentes velocidades de forjamento de barras, e, na Tabela 6, para todas condições experimentais propostas. A escolha dos valores quantitativos dos critérios de alumínio e nitrogênio visaram o limite que se aproximaria do valor estequiométrico de Al/N para formação dos nitretos de alumínio (Na Tabela 3: 0,023 %/0,012 % = 1,92), baseado também nas faixas de especificações e histórico de composição química para o aço em questão.

Tabela 3 Variáveis selecionadas para o estudo do DoE e seus respectivos critérios.

| Variável | Critério 1 | Critério 2 |
|-----------------|---------------------------|-----------------------|
| Tempo Forno | Baixo ($\leq 4h$) | Alto ($> 4h$) |
| Velocidade | 110 batidas/min | 200 batidas/min |
| Alumínio | Baixo ($\leq 0,023 \%$) | Alto ($> 0,023 \%$) |
| Nitrogênio | Baixo ($\leq 0,012 \%$) | Alto ($> 0,012 \%$) |

Tabela 4 Combinações de testes propostos pelo método DoE para diferentes tempos de aquecimento de tarugos.

| Tempo | Alumínio | Nitrogênio |
|--------------|-----------------|-------------------|
| Alto | Alto | Alto |
| Baixo | Alto | Alto |
| Baixo | Alto | Baixo |
| Alto | Alto | Baixo |
| Alto | Baixo | Alto |
| Baixo | Baixo | Alto |
| Baixo | Baixo | Baixo |
| Alto | Baixo | Baixo |

Tabela 5 Combinações de testes propostos pelo método DoE para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas.

| Velocidade | Alumínio | Nitrogênio |
|-------------------|-----------------|-------------------|
| 200 | Baixo | Alto |
| 200 | Alto | Baixo |
| 200 | Baixo | Baixo |
| 200 | Alto | Alto |
| 110 | Baixo | Baixo |
| 110 | Alto | Alto |
| 110 | Baixo | Alto |
| 110 | Alto | Baixo |

Tabela 6 Combinações de testes propostos pelo método DoE para todas as condições experimentais propostas

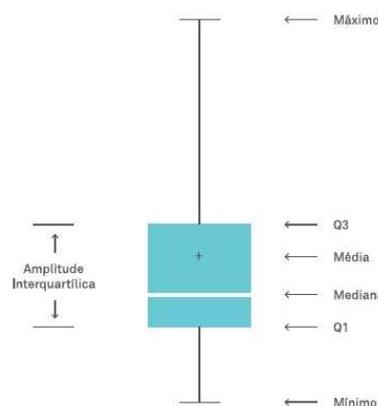
| Velocidade | Material partida | Alumínio | Nitrogênio |
|-------------------|-------------------------|-----------------|-------------------|
| 200 | Barra | Baixo | Alto |
| 200 | Barra | Alto | Baixo |
| 200 | Barra | Baixo | Baixo |

| | | | |
|-----|--------|-------|-------|
| 200 | Barra | Alto | Alto |
| 110 | Barra | Baixo | Baixo |
| 110 | Barra | Alto | Alto |
| 110 | Tarugo | Alto | Alto |
| 110 | Tarugo | Alto | Baixo |
| 110 | Tarugo | Baixo | Alto |
| 110 | Barra | Baixo | Alto |
| 110 | Barra | Alto | Baixo |
| 110 | Tarugo | Baixo | Baixo |

A utilização do DoE permite a análise simultânea dos efeitos envolvidos no experimento, com a criação de cenários que abrangem todas as possibilidades das combinações das variáveis. A escolha deste método se deve à sua confiabilidade, o que permite uma redução do volume de experimentos e do tempo necessário para obtenção dos resultados.

Outra ferramenta aplicada para compilação dos dados foi a criação de *boxplots*, obtidos através do software Minitab® versão 21.0, que fornecem informações acerca da localização, dispersão, assimetria e medidas discrepantes do conjunto selecionado. Em um *boxplot* são apresentadas cinco estatísticas (Figura 27): mínimo, primeiro quartil (Q1), mediana, terceiro quartil (Q3) e o máximo. O retângulo contém 50% dos valores do conjunto de dados (FATORETTO, 2022).

Figura 27 Diagrama explicativo acerca das cinco estatísticas obtidas via ferramenta *boxplot*.



(Fonte: Fatoretto, 2022)

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo, são apresentados os resultados correspondentes às análises dos dados de tamanho de grão austenítico para os diferentes materiais de partida, tempos de aquecimento prévio ao forjamento, velocidades de forjamento e variações de composição química. Cada subcapítulo apresenta os resultados amostrais compilados na forma de gráficos *boxplots*, análises realizadas com o emprego da metodologia DoE e micrografias com a revelação dos grãos austeníticos para as condições experimentais agrupadas (Materiais de partida: Tarugos, materiais de partida: Barras laminadas e material normalizado). Por fim, uma explicação geral, unificando os resultados das caracterizações de todas as condições experimentais executadas.

5.1. TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO

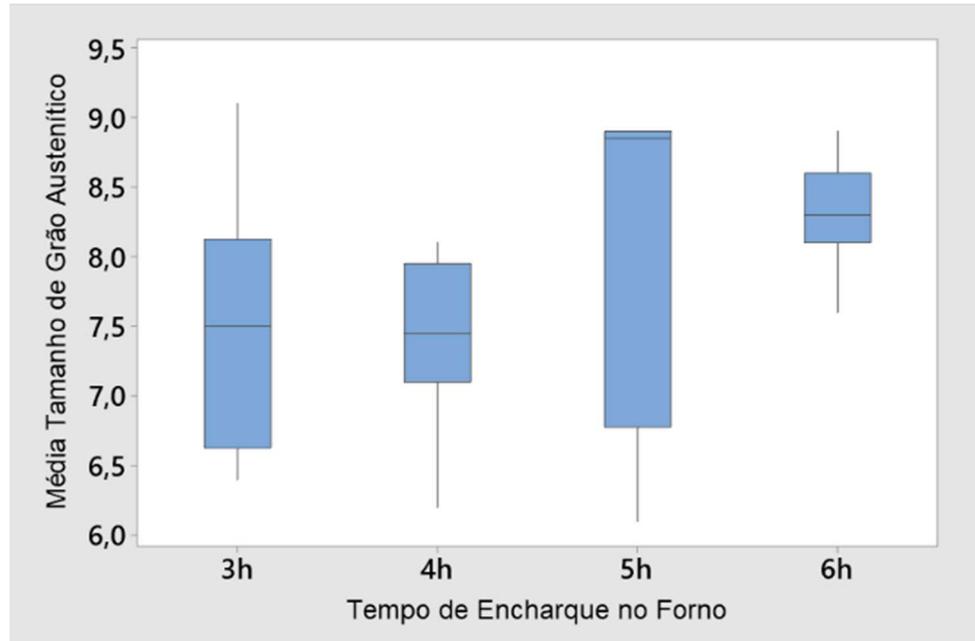
5.1.1 Material de partida: Tarugos

Possuindo-se como material de partida tarugos provenientes de lingotamento contínuo, foram testadas quatro condições para a obtenção do tamanho de grão austenítico, sendo elas: tempo de austenitização prévio ao forjamento de 3 h, 4 h, 5 h e 6 h. A Figura 28 apresenta o *boxplot* correspondente à média do tamanho de grão austenítico, enquanto a Figura 23 à média do percentual de grãos acima do índice 5, conforme ISO 643. *Outliers*, pontos discrepantes, foram desconsiderados da análise.

Observa-se que as maiores amplitudes da média de tamanho de grão austenítico correspondem aos tarugos com tempo de forno de 3h e 5h, condizente também com as maiores amplitudes de percentuais de grãos acima do índice 5 (média tamanho de grãos austenítico variando de 6,4 a 9,1 e % de grãos acima de 5 variando de 58,89 % a 88,26 % para 3 h, enquanto, para 5 h, média tamanho de grãos austenítico variando de 6,1 a 8,9 e % de grãos acima de 5 variando de 49,3 % a 86,87 %). As medianas inferiores da Figura 28 e da Figura 29 (7,45 e 73,8 %, respectivamente) estão associadas aos materiais com 4 h de

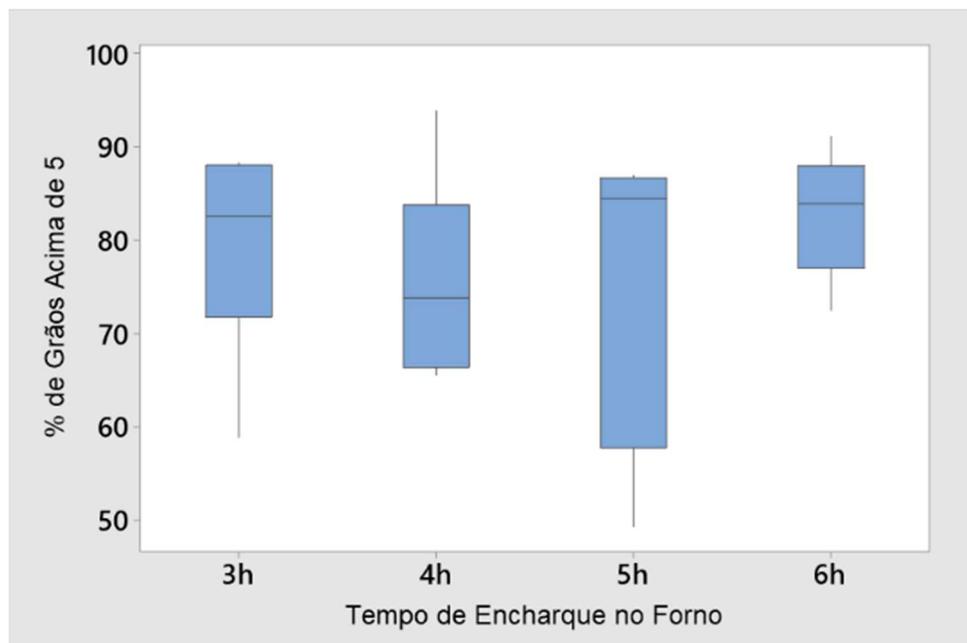
austenitização.

Figura 28 *Boxplot* correspondente à média do tamanho de grão austenítico para diferentes tempos de aquecimento de tarugos.



(Fonte: Autora)

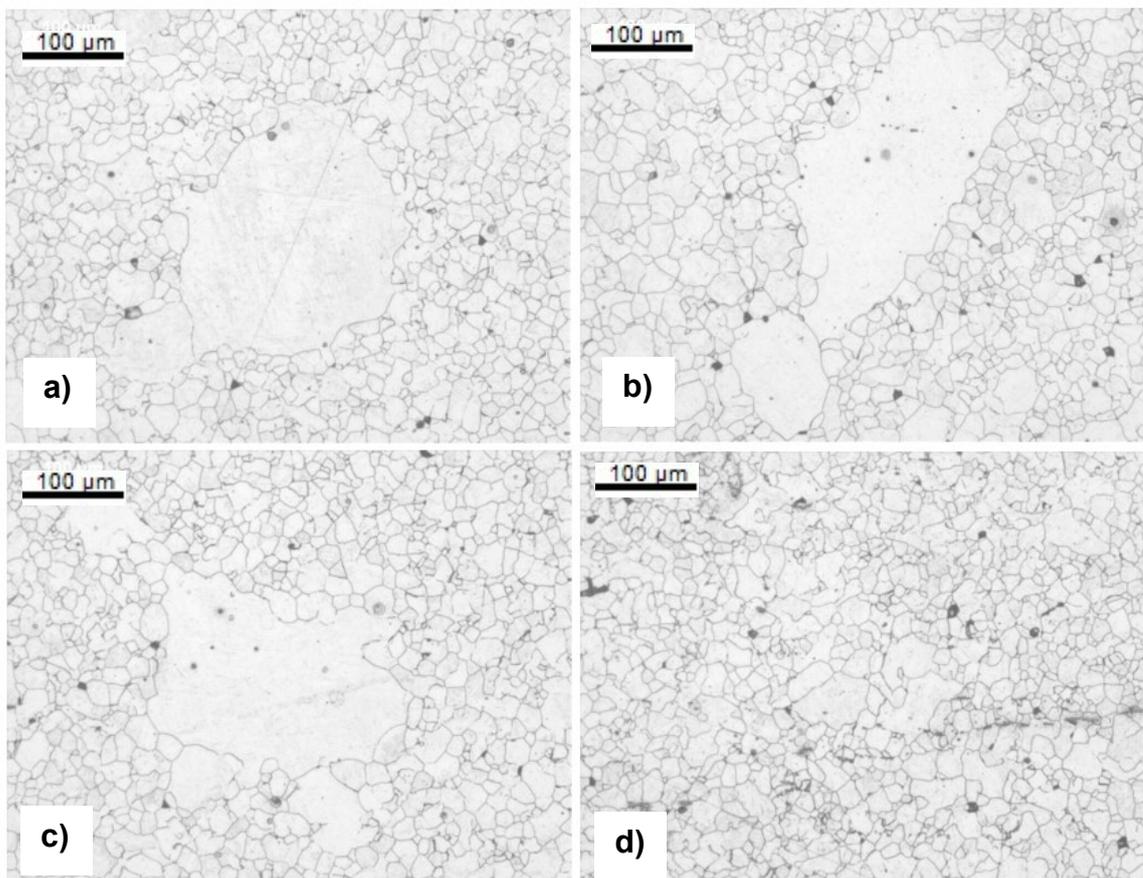
Figura 29 *Boxplot* correspondente à média do percentual de grãos acima do índice 5 para diferentes tempos de aquecimento de tarugos.



(Fonte: Autora)

As micrografias para as quatro condições estão sinalizadas na Figura 30. Observa-se grãos austeníticos com crescimento anormal nas condições de tempo de forno de 3h, 4h e 5h (a, b e c), sendo esses grãos circundados por grãos austeníticos de tamanho inferior. A micrografia correspondente ao tempo de forno de 6h (d) apresenta grãos austeníticos de dimensões superiores em seu centro, porém ainda mantém uma distribuição mais homogênea em comparação às demais condições experimentais.

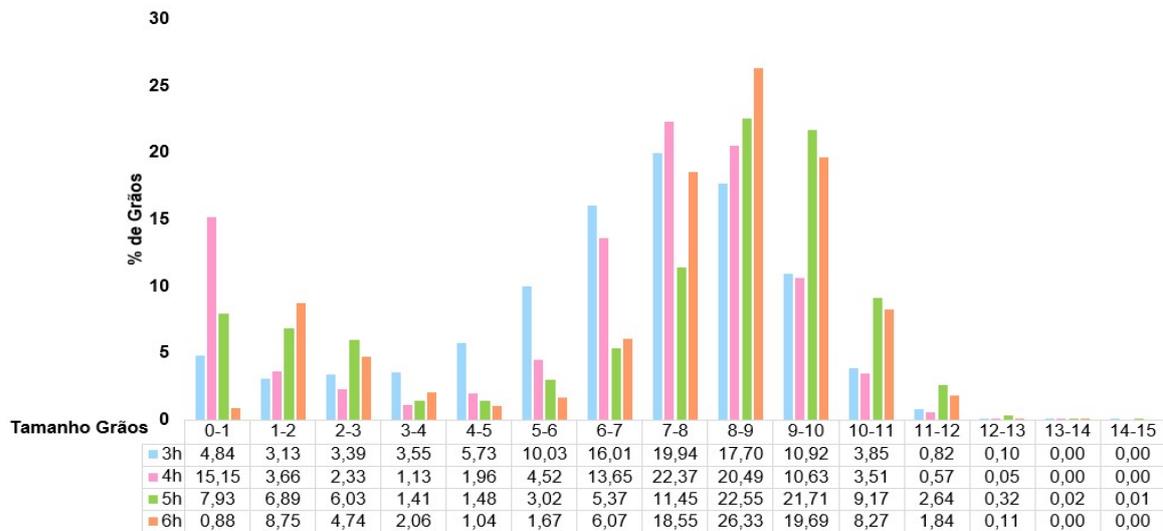
Figura 30 Micrografias de tamanho de grão austenítico, objetiva de 100x, ataque Picral. **a)** Tempo de forno. 3h **b)** Tempo de forno 4h. **c)** Tempo de forno 5h. **d)** Tempo de forno 6h.



(Fonte: Autora)

A Figura 31 apresenta a distribuição dos tamanhos de grão em termos de percentuais, onde é o tempo que apresenta o maior valor de grãos com índice zero (15,15 %).

Figura 31 Média da distribuição dos percentuais de tamanho de grão austenítico para diferentes tempos de aquecimento de tarugos.



(Fonte: Autora)

As menores dispersões foram encontradas para o tempo de encharque de 6 h (média tamanho de grãos austenítico variando de 7,6 a 8,9, mediana de 8,3, enquanto o % de grãos acima de 5 variando de 72,48 % a 91,04 %, mediana de 83,88 %). Na Figura 31, observa-se também que o mesmo tempo possui o maior percentual médio de grãos de tamanho entre 5 a 12 (82,42 %), sendo o maior percentual médio atribuído a grãos de tamanho entre 8-9 (26,33 %).

Observou-se que o fenômeno de recristalização completa (estática, dinâmica e metaestática) somente ocorreu nas maiores condições de tempo e temperatura (COSTA, 2014). Tal comportamento explica o porquê desse estudo atual possuir resultados menos dispersos para condição de maior tempo de encharque (6h).

As variáveis selecionadas para o estudo do DoE estão novamente apresentadas na Tabela 7, juntamente com as combinações e resultados dos testes propostos, possuindo-se como variável resposta a Média % Grãos > 5, estes informados na Tabela 8.

Tabela 7 Variáveis e critérios selecionados para o estudo do DoE para diferentes tempos de aquecimento de tarugos.

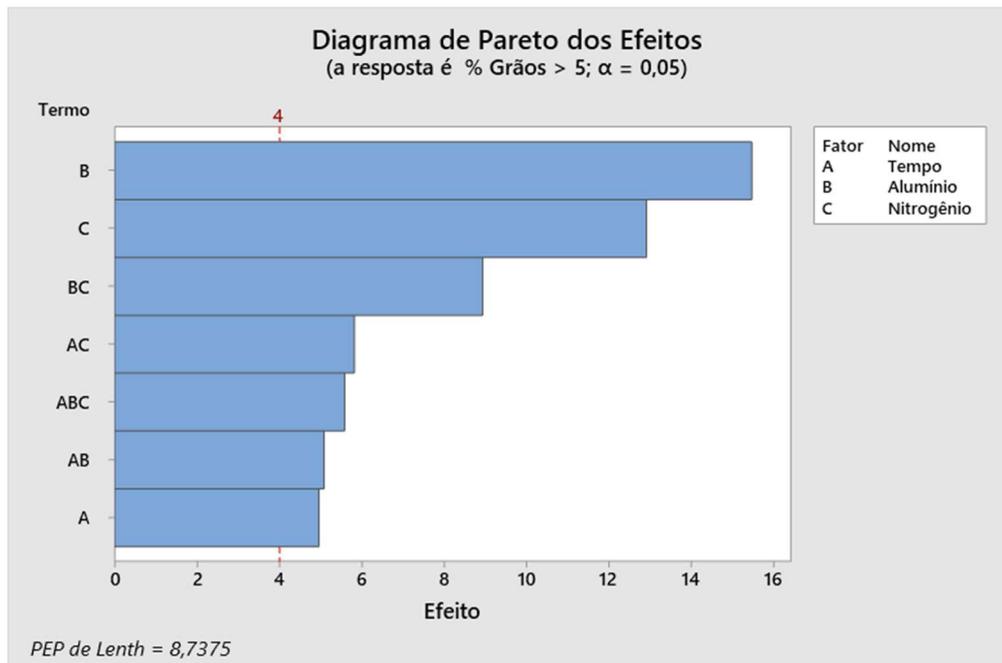
| Variável | Critério 1 | Critério 2 |
|-------------|---------------------------|-----------------------|
| Tempo Forno | Baixo ($\leq 4h$) | Alto ($> 4h$) |
| Alumínio | Baixo ($\leq 0,023 \%$) | Alto ($> 0,023 \%$) |
| Nitrogênio | Baixo ($\leq 0,012 \%$) | Alto ($> 0,012 \%$) |

Tabela 8 Combinações e resultados dos testes propostos pelo método DoE para diferentes tempos de aquecimento de tarugos.

| Tempo | Alumínio | Nitrogênio | Média % Grãos > 5 |
|-------|----------|------------|----------------------|
| Alto | Alto | Alto | 88,62 |
| Baixo | Alto | Alto | 88,26 |
| Baixo | Alto | Baixo | 84,52 |
| Alto | Alto | Baixo | 84,41 |
| Alto | Baixo | Alto | 82,58 |
| Baixo | Baixo | Alto | 81,22 |
| Baixo | Baixo | Baixo | 70,77 |
| Alto | Baixo | Baixo | 49,3 |

A partir dos resultados compilados nas condições experimentais propostas pelo método DoE, foi gerado o diagrama de Pareto dos efeitos (Figura 32), em que aponta a ordem de influência dos fatores selecionados para o estudo em questão. O percentual de alumínio e nitrogênio se sobrepuseram à influência do tempo de forno. Os melhores resultados, em termos de percentual de grãos acima do índice 5, estiveram relacionados a maiores adições desses elementos, combinação Alto/Alto. O arranjo Tempo-Alto/Alumínio-Alto/Nitrogênio-Alto apresentou um percentual de 88,62 % enquanto com a condição Tempo-Baixo/Alumínio-Alto/Nitrogênio-Alto 88,26 %, com uma diferença de apenas 0,40 % entre eles. As piores condições observadas são para combinação Alumínio-Baixo/Nitrogênio-Baixo, sendo o caso mais crítico quando o tempo de encharque fora alto (49,3 %).

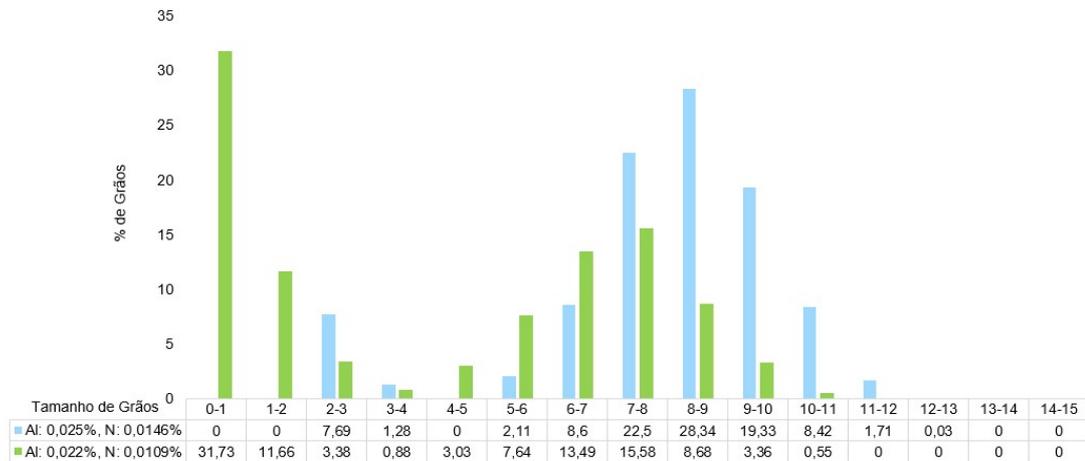
Figura 32 Diagrama de Pareto dos efeitos para diferentes tempos de aquecimento de tarugos.



(Fonte: Autora)

A Figura 33 apresenta a comparação da distribuição dos percentuais do tamanho de grão austenítico para as condições de testes cujos resultados foram extremos: Arranjo Tempo-Alto/Alumínio-Alto/Nitrogênio-Alto (melhor caso) e Tempo-Alto/Alumínio-Baixo/Nitrogênio-Baixo (pior caso). Para um mesmo tempo de aquecimento, o material com alumínio de 0,022 %, nitrogênio de 0,0109 % e relação Al/N = 2,02 obteve percentuais elevados de grãos maiores (31,73 % de grão entre 0 a 1 e 11,66 % de grão entre 1 a 2), sendo o tamanho de grão predominante entre 0 a 1. O material com alumínio de 0,025%, nitrogênio de 0,0146 e relação Al/N = 1,71 teve o tamanho de grão predominante entre 8-9 (28,34 %), sem presença de grão entre 0 a 2. Teores inferiores desses elementos resultam em uma menor quantidade de precipitados formados (CONTRACT HEAT TREATMENT ASSOCIATION, 1996) e, conforme Gladman (1997), relações maiores de Al/N podem favorecer o crescimento competitivo e o crescimento anormal.

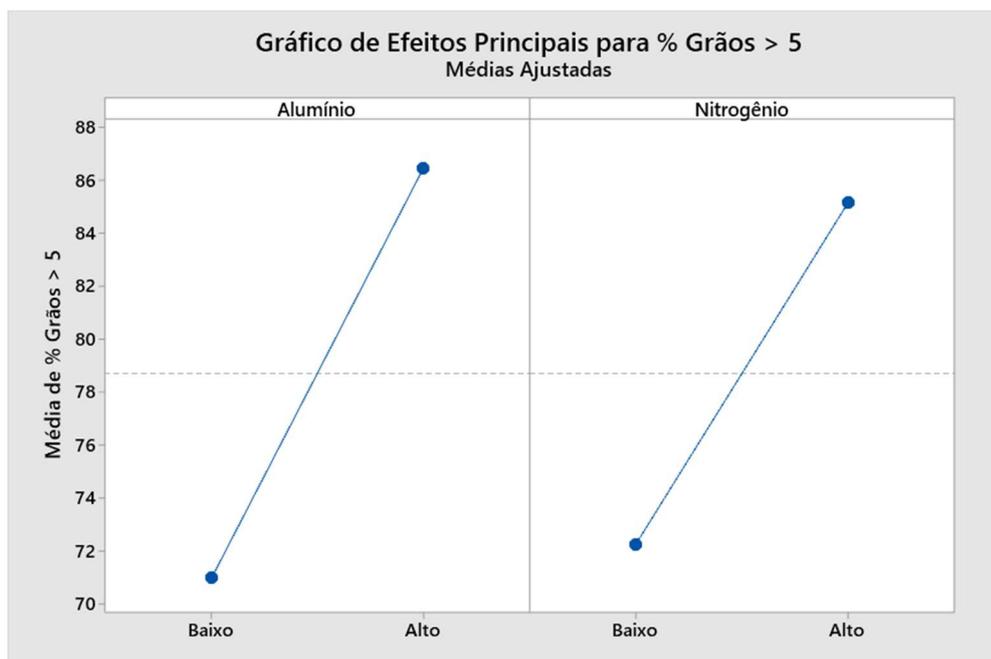
Figura 33 Distribuição dos percentuais de tamanho de grão austenítico para tarugos submetidos ao mesmo tempo de aquecimento, com diferentes composições químicas.



(Fonte: Autora)

O gráfico dos efeitos principais, apresentado na Figura 29, para o trabalho em questão, é condizente, portanto, com os estudos de Kubota e Ochi (2007), visto que um percentual de grãos mais refinados é obtido quando alumínio e nitrogênio são adicionados em percentuais mais elevados.

Figura 34 Gráfico de efeitos principais para média de percentual de grãos acima de índice 5 para diferentes tempos de aquecimento de tarugos.

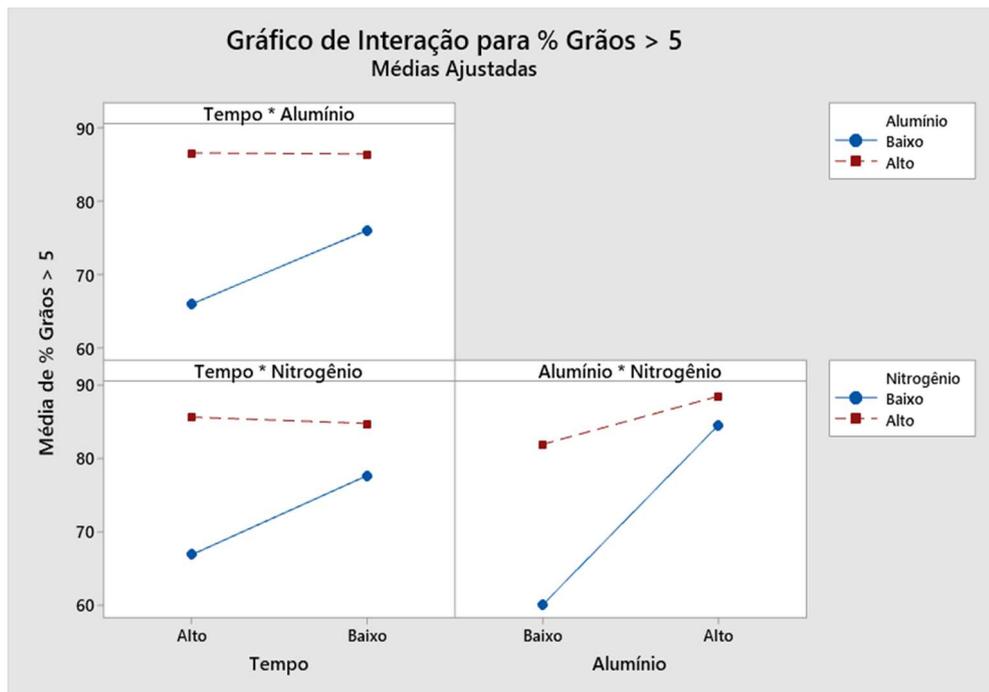


(Fonte: Autora)

Assim como os estudos conduzidos por Parrish (1999), para tempos de exposição não tão elevados, o percentual de alumínio possui um efeito mais significativo no comportamento do crescimento de grão do que o tempo de aquecimento.

O gráfico de interação dos fatores inseridos no DoE, apresentado na Figura 35, reforça o comportamento descrito no parágrafo acima. Tempos de exposição baixos e altos estão associados a uma média similar de grãos acima do índice 5, enquanto a diferença se torna mais significativa quando observados os critérios dos elementos químicos.

Figura 35 Gráfico de interação para média de percentual de grãos acima de índice 5 para diferentes tempos de aquecimento de tarugos.



(Fonte: Autora)

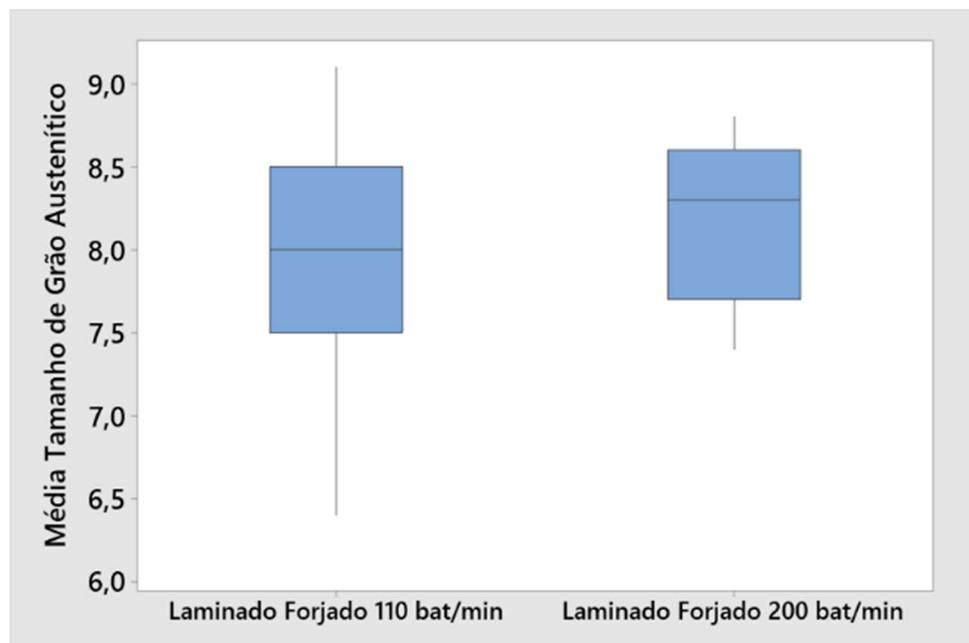
5.1.2 Material de partida: Barras laminadas

Possuindo-se como material de partida barras laminadas a quente, foram testadas duas condições para a obtenção do tamanho de grão austenítico, sendo elas: forjamento realizado com martelo de velocidade de 110 batidas/min e com martelo de velocidade de 200 batidas/min. A

Figura 36 apresenta o *boxplot* correspondente à média do tamanho de

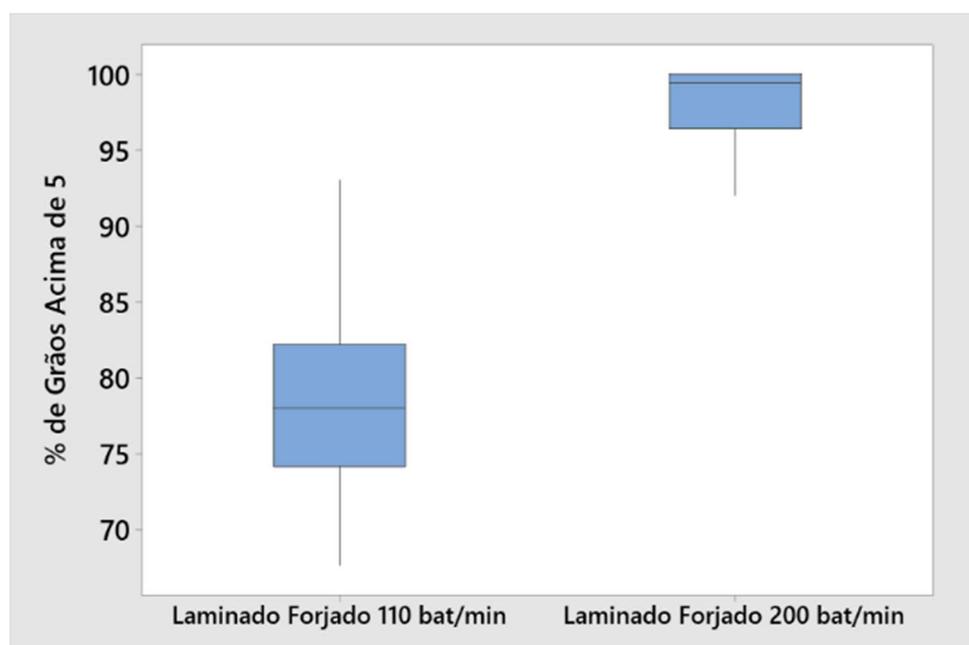
grão austenítico, enquanto a Figura 37 à média do percentual de grãos acima do índice 5, conforme ISO 643. *Outliers*, pontos discrepantes, foram desconsiderados da análise.

Figura 36 *Boxplot* correspondente à média do tamanho de grão austenítico para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas.



(Fonte: Autora)

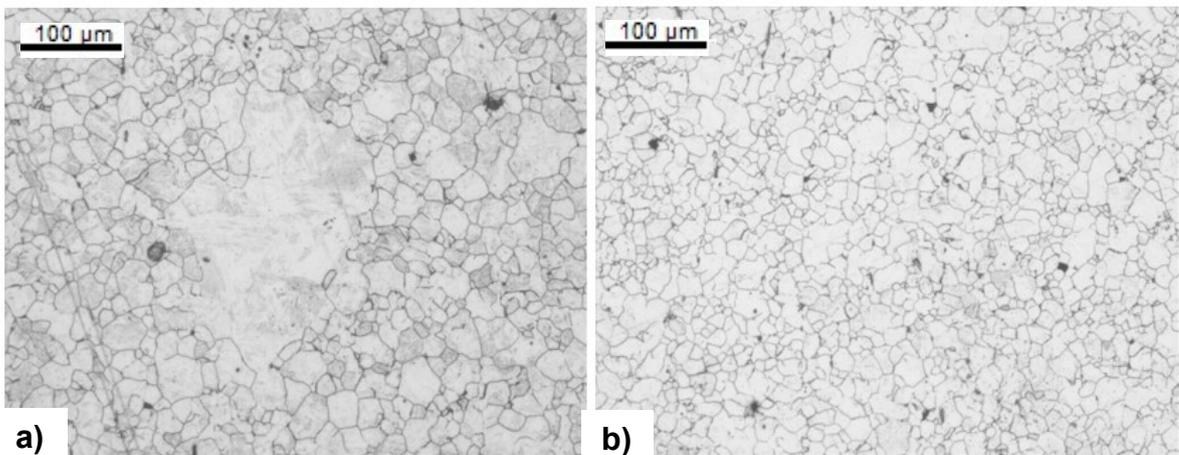
Figura 37 *Boxplot* correspondente à média do percentual de grãos acima do índice 5 para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas.



(Fonte: Autora)

As micrografias obtidas para ambos as condições analisadas estão apresentadas na Figura 38, em que é possível observar a ocorrência de crescimento anormal de grão austenítico para condição de velocidade de 110 batidas/min (a). Na metalografia da barra laminada forjada com velocidade de 200 batidas/min (b), não se observa a presença de grãos austeníticos com crescimento anormal, sendo esses grãos de tamanho mais uniforme e com melhor distribuição.

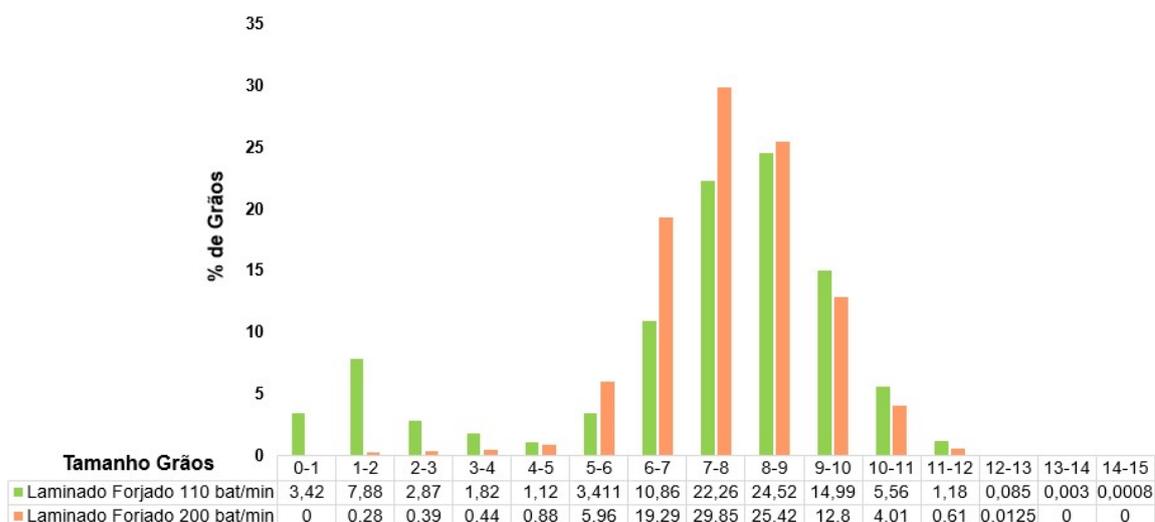
Figura 38 Micrografias de tamanho de grão austenítico. Objetiva de 100x, ataque Picral. **a)** Laminado Forjado 110 batidas/min **b)** Laminado forjado 200 batidas/min.



(Fonte: Autora)

A distribuição do tamanho dos grãos é apresentada na Figura 33, em que se observa um percentual médio significativo de grãos com crescimento anormal para a primeira condição, com, por exemplo, 14,17 % de grão entre 0 a 3. Pode-se considerar o crescimento anormal de grão desprezível para velocidade de 200 batidas/min.

Figura 39 Média da distribuição dos percentuais de tamanho de grão austenítico para as barras laminadas forjadas com velocidade de 110 batidas/min e 200 batidas/min.



(Fonte: Autora)

As variáveis e critérios selecionados para o estudo do DoE estão apresentados na Tabela 9, juntamente com as combinações e resultados dos testes propostos, possuindo-se como variável resposta a Média % Grãos > 5, estes informados na Tabela 10.

Tabela 9 Variáveis e critérios selecionados para o estudo do DoE para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas.

| Efeito | Critério 1 | Critério 2 |
|------------|-------------------------|---------------------|
| Velocidade | 110 batidas/min | 200 batidas/min |
| Alumínio | Baixo ($\leq 0,023$ %) | Alto ($> 0,023$ %) |
| Nitrogênio | Baixo ($\leq 0,012$ %) | Alto ($> 0,012$ %) |

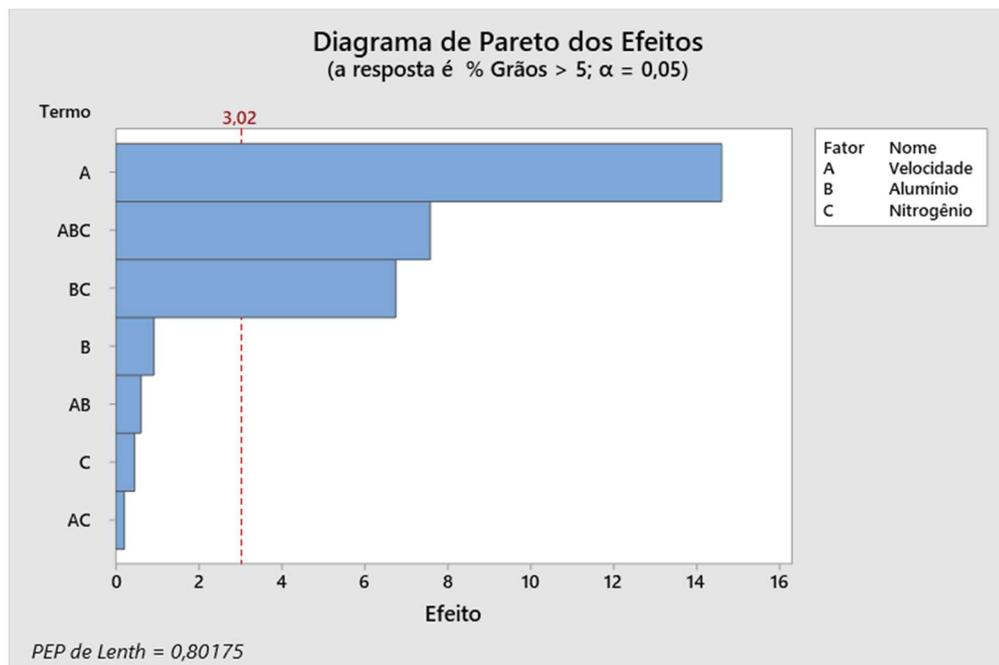
Tabela 10 Combinações e resultados dos testes propostos pelo método DoE para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas.

| Velocidade | Alumínio | Nitrogênio | Média % Grãos > 5 |
|------------|----------|------------|-------------------|
| 200 | Baixo | Alto | 99,99 |
| 200 | Alto | Baixo | 99,43 |
| 200 | Baixo | Baixo | 98,91 |
| 200 | Alto | Alto | 98,84 |
| 110 | Baixo | Baixo | 92,28 |
| 110 | Alto | Alto | 91,41 |

| | | | |
|-----|-------|-------|-------|
| 110 | Baixo | Alto | 78,61 |
| 110 | Alto | Baixo | 76,4 |

O diagrama de Pareto dos efeitos (Figura 40) aponta que o fator mais decisivo para a obtenção de uma média de percentual de grãos acima do índice 5 foi a velocidade empregada. Para velocidade de 200 batidas/min, a influência da composição química para este resultado não foi significativa, com valores variando entre 98,84 e 99,99 % de grãos mais refinados. Todavia, para velocidade de 110 batidas/min, os teores de alumínio e nitrogênio não foram desprezíveis para os percentuais obtidos, variando entre 76,4 e 92,28 %. As melhores combinações foram alcançadas com uma relação Al/N mais próximas do ideal estequiométrico.

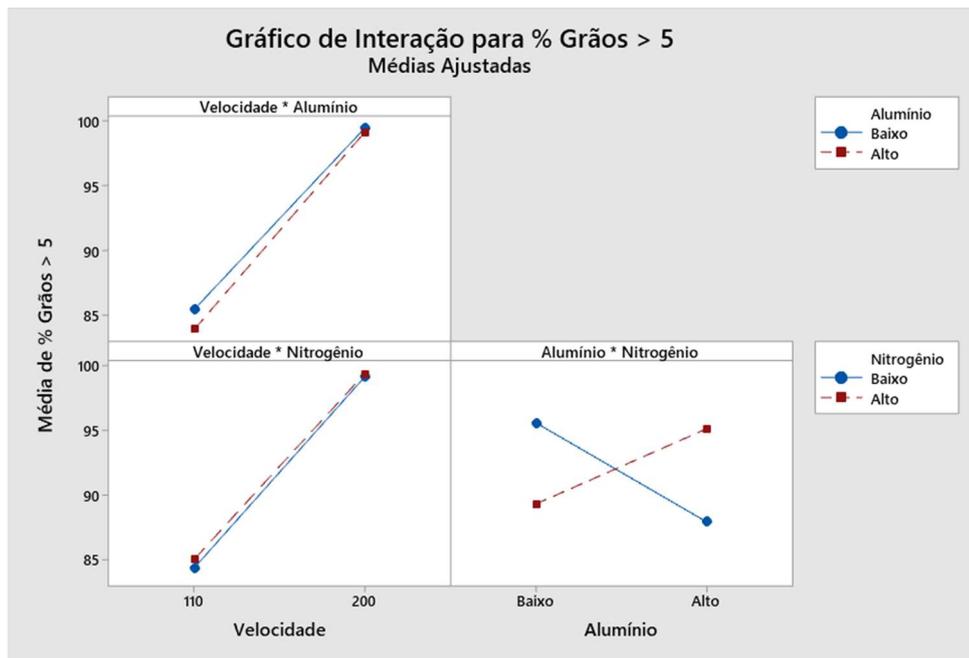
Figura 40 Diagrama de Pareto dos efeitos para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas.



(Fonte: Autora)

O comportamento descrito acima também pode ser visualizado na Figura 41, em que é apresentado o gráfico de interação dos fatores inseridos no DoE.

Figura 41 Gráfico de interação para média de percentual de grãos acima de índice 5 para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas.

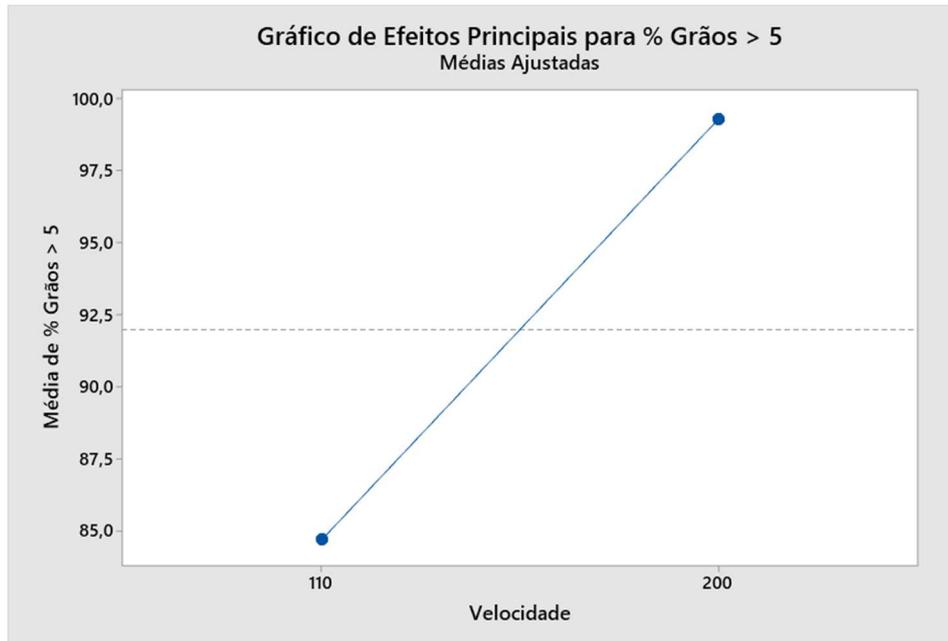


(Fonte: Autora)

Regone (2009) e Chen (2012) avaliaram que, com o emprego de baixas velocidades de deformação, os grãos têm seu crescimento interrompido somente quando encontram seus vizinhos. O processo se torna semelhante à recristalização estática e o refino pode não ocorrer (FANG, 2015). Ainda, Padilha (1997), afirmou que a velocidade possui influência na cinética da recristalização metadinâmica. Maiores velocidades resultam em uma taxa superior de recristalização, obtendo-se uma estrutura com grãos mais refinados. Portanto, é possível afirmar que o tamanho médio de grão diminuiu com o aumento das taxas de forjamento (DAI et al, 2022).

Os resultados obtidos no presente estudo, portanto, são coerentes com as pesquisas citadas, em que microestruturas mais refinadas e com menor faixa de distribuição de tamanhos de grão são àquelas decorrentes do emprego da maior velocidade, 200 batidas/min. A Figura 42 apresenta o gráfico dos efeitos principais que explicita esse desempenho.

Figura 42 Gráfico de efeitos principais para média de percentual de grãos acima de índice 5 para diferentes velocidades de forjamento de barras laminadas.



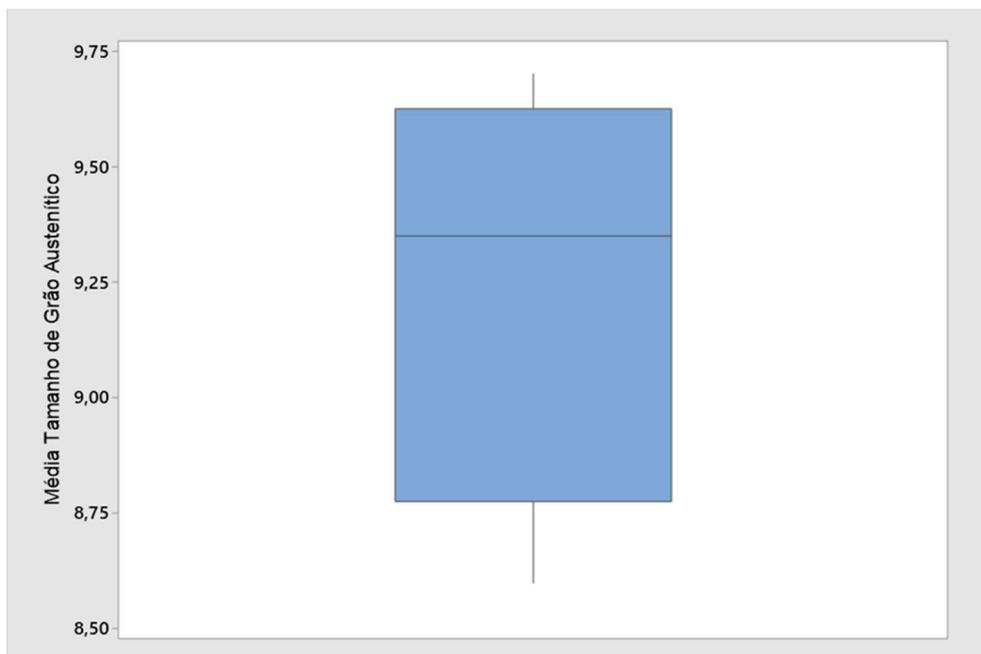
(Fonte: Autora)

5.1.3 Material normalizado

Os resultados de tamanho de grão austenítico obtidos quando os materiais de partida são barras laminadas a quente, forjadas com velocidade de 110 batidas/min estão apresentados na Figura 43 e Figura 44.

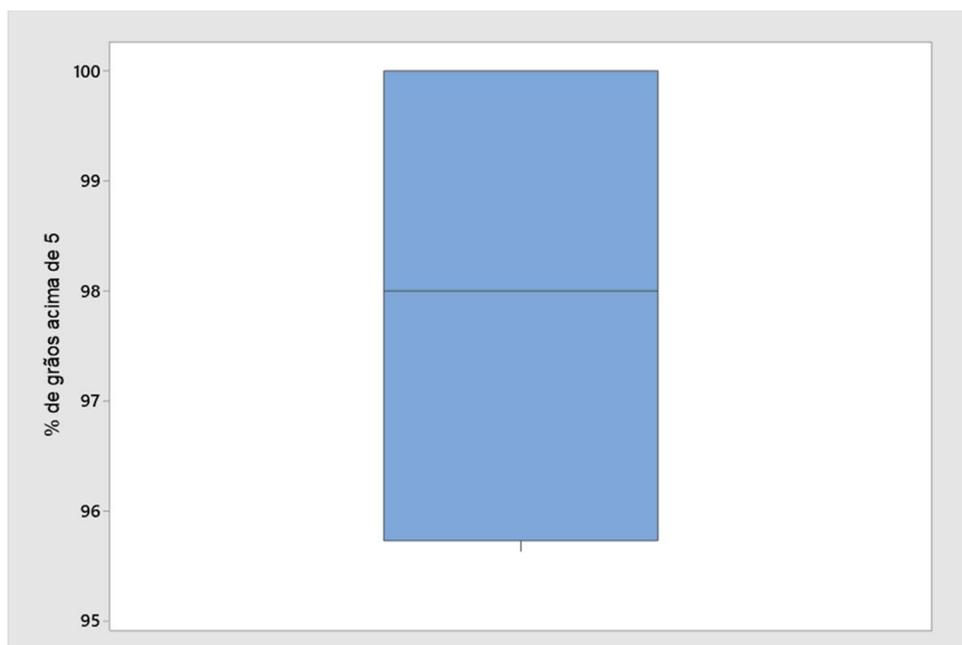
É possível observar que há simetria nos gráficos de *boxplots* gerados, o que indica uma maior homogeneidade nos resultados obtidos, em que a mediana dos do tamanho de grão é superior a 9 e o percentual de grãos acima do índice 5 de 98 %, sinalizando uma estrutura refinada de grãos austeníticos, conforme se apresenta a micrografia da Figura 45. O emprego do tratamento térmico foi suficiente para recristalização completa do material com crescimento anormal de grão oriundo do forjamento com velocidade de 110 batidas/min. A comparação com as demais condições experimentais será discutida no tópico 5.1.4.

Figura 43 *Boxplot* correspondente à média do tamanho de grão austenítico para materiais submetidos a tratamento térmico de normalização.



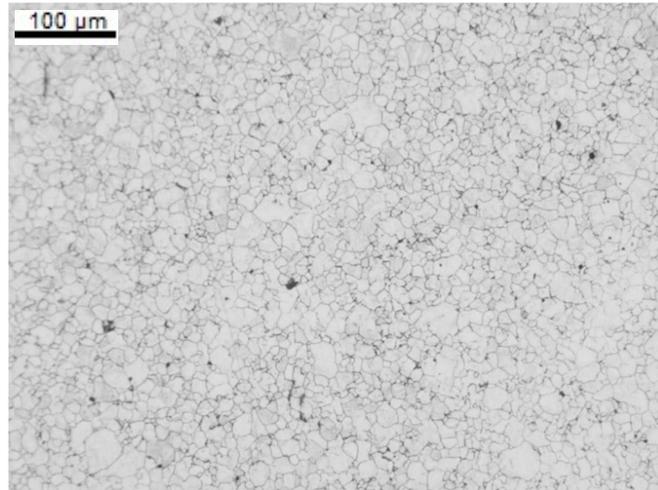
(Fonte: Autora)

Figura 44 Média da distribuição dos percentuais de tamanho de grão austenítico para materiais submetidos a tratamento térmico de normalização.



(Fonte: Autora)

Figura 45 Micrografia de tamanho de grão austenítico para condição de material recristalizado, objetiva de 100x, ataque Picral.

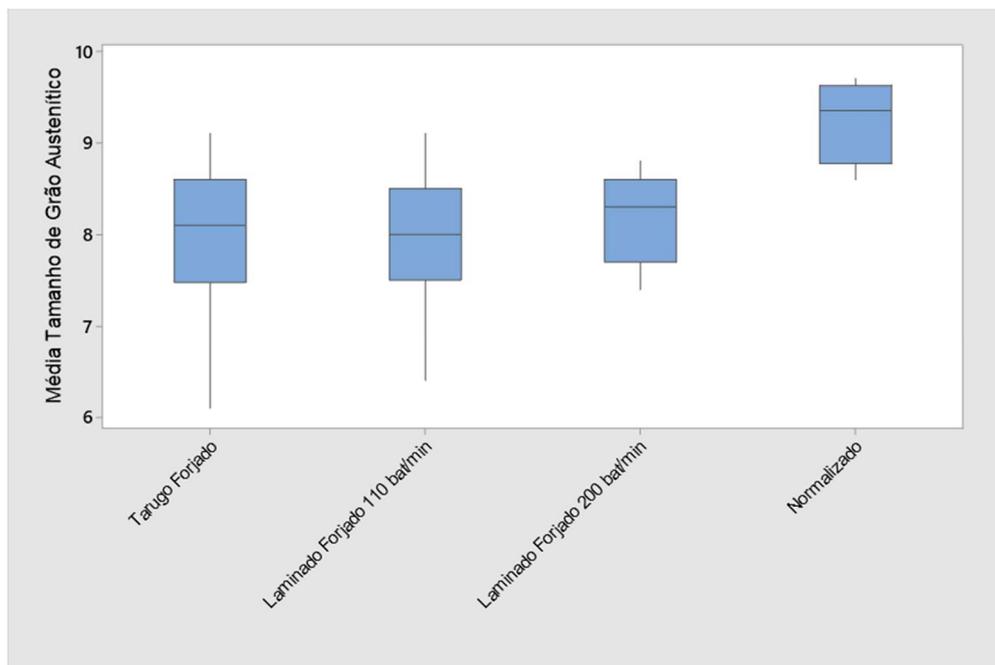


(Fonte: Autora)

5.1.4 Resultados gerais

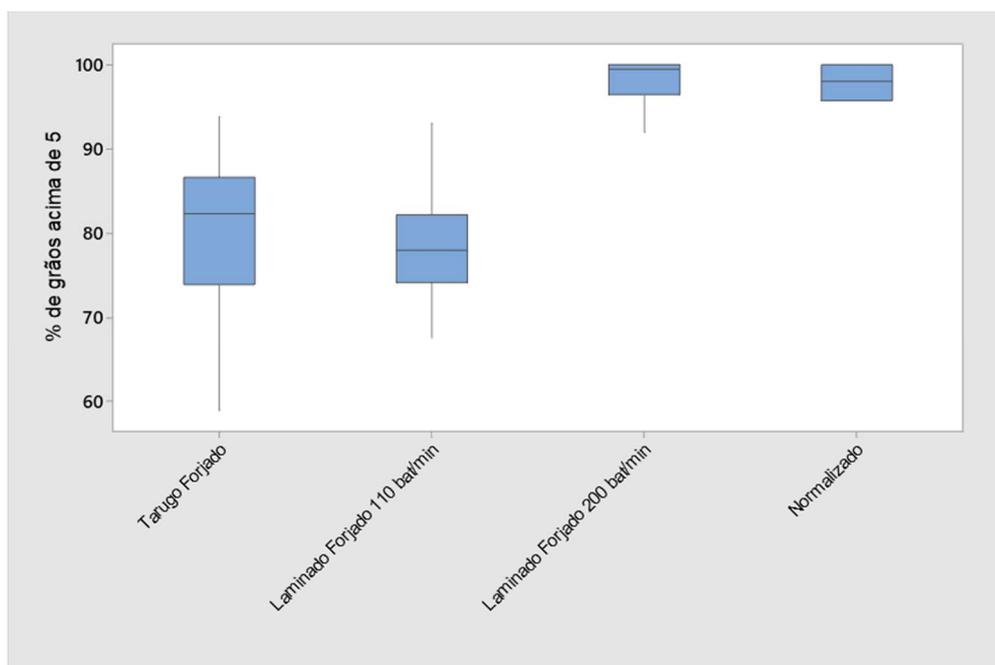
A Figura 46 e Figura 47 apresentam os *boxplots* de resultados compilados de todas as condições experimentais informadas na Tabela 2. *Outliers*, pontos discrepantes, foram desconsiderados da análise. Comparando-se os dados das barras laminadas e tarugos forjados com velocidade de 110 batidas/min, piores resultados dentre todas condições experimentais, é possível observar que as maiores dispersões são encontradas para os tarugos, diferença mais significativa na média dos percentuais de grão acima do índice 5.

Figura 46 *Boxplot* correspondente à média do tamanho de grão austenítico para todas as condições testadas



(Fonte: Autora)

Figura 47 *Boxplot* correspondente à média do percentual de grãos acima do índice 5 para todas as condições experimentais.

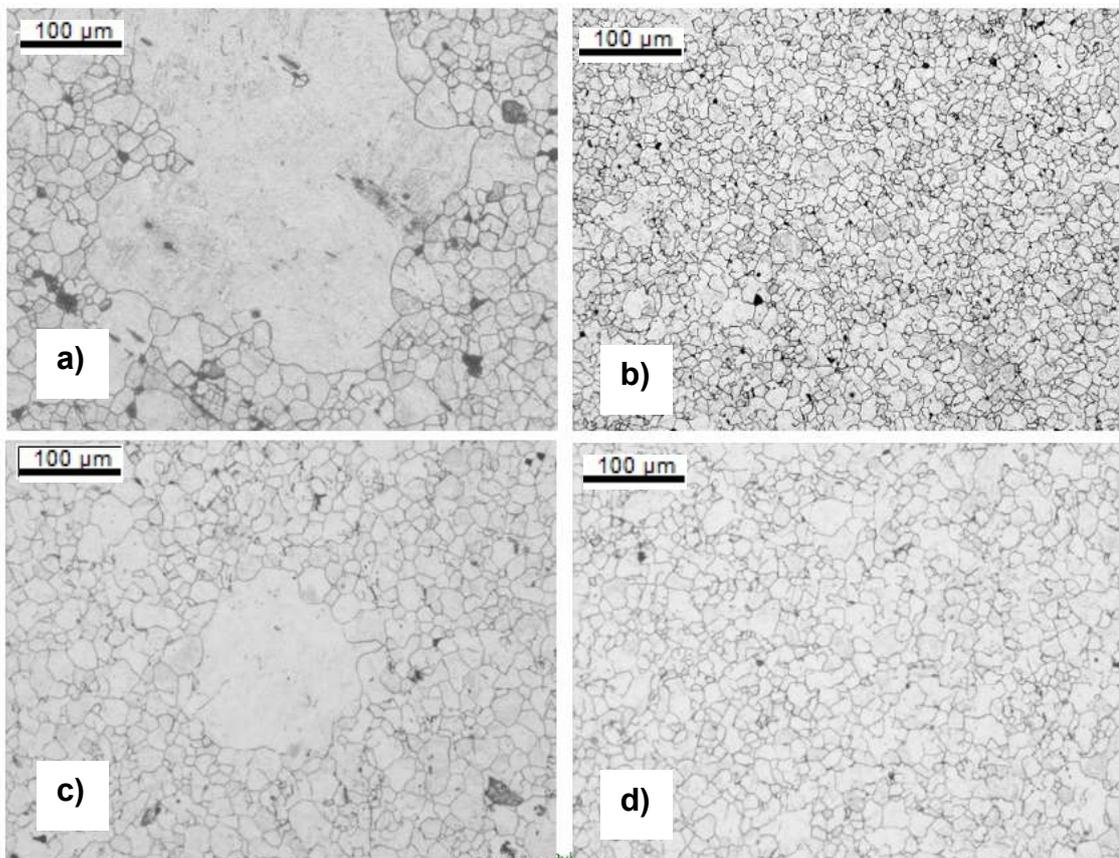


(Fonte: Autora)

As micrografias relacionadas estão sinalizadas na Figura 46. A presença de grãos austeníticos com crescimento anormal de grão,

circundados por grãos austeníticos de dimensões inferiores, é notável nas condições em que o material de partida foi o tarugo forjado (a) e laminado forjado com velocidade de 110 batidas/min (c). A metalografia do material que foi submetido a um ciclo de normalização após o forjamento (b) apresenta apenas grãos austeníticos refinados e homogêneos, similar à condição do laminado forjado com velocidade de 200 batidas/min (d), que apresentou recristalização completa.

Figura 48 Micrografias de tamanho de grão austenítico, objetiva de 100x, ataque Picral. **a)** Tarugo Forjado **b)** Material normalizado **c)** Laminado Forjado 110 batidas/min **d)** Laminado forjado 200 batidas/min.

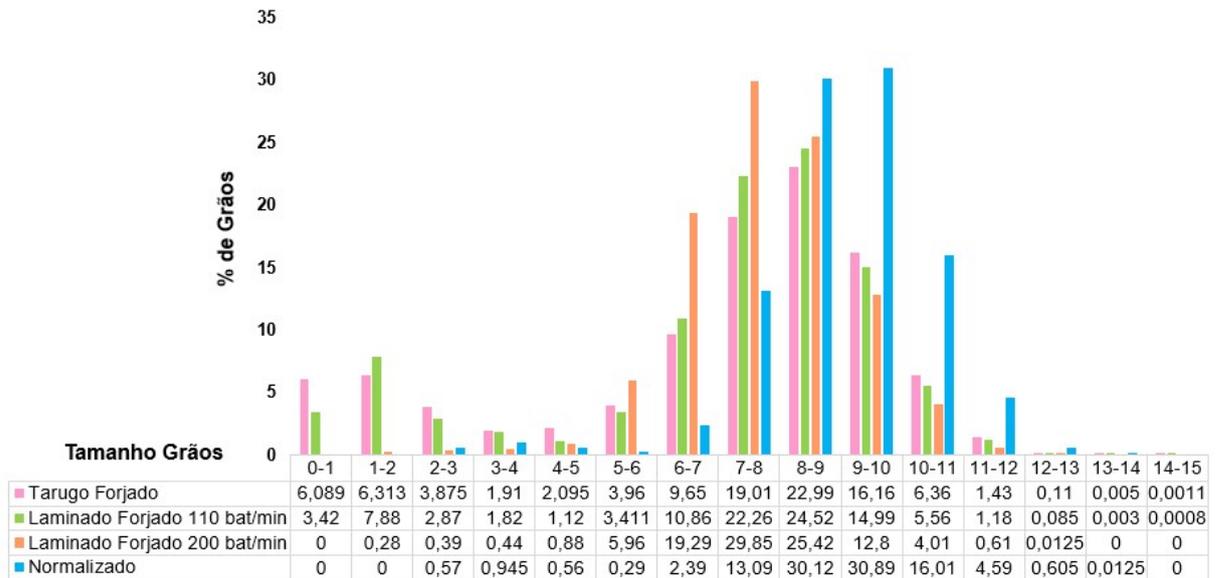


(Fonte: Autora)

Conforme é possível verificar na Figura 49, tanto os tarugos quanto as barras laminadas a quente forjadas com velocidade de 110 batidas/min apresentam crescimento anormal de grão, com presença considerável de grãos de tamanho entre 0 - 4. O material recristalizado apresentou o melhor desempenho para os dois critérios analisados. Além da maior

média, apresentou uma menor amplitude e dispersão de grãos, com maior percentual médio de grãos com tamanho entre 9 - 10 (30,89 %).

Figura 49 Média da distribuição dos percentuais de tamanho de grão austenítico para todas as condições testadas

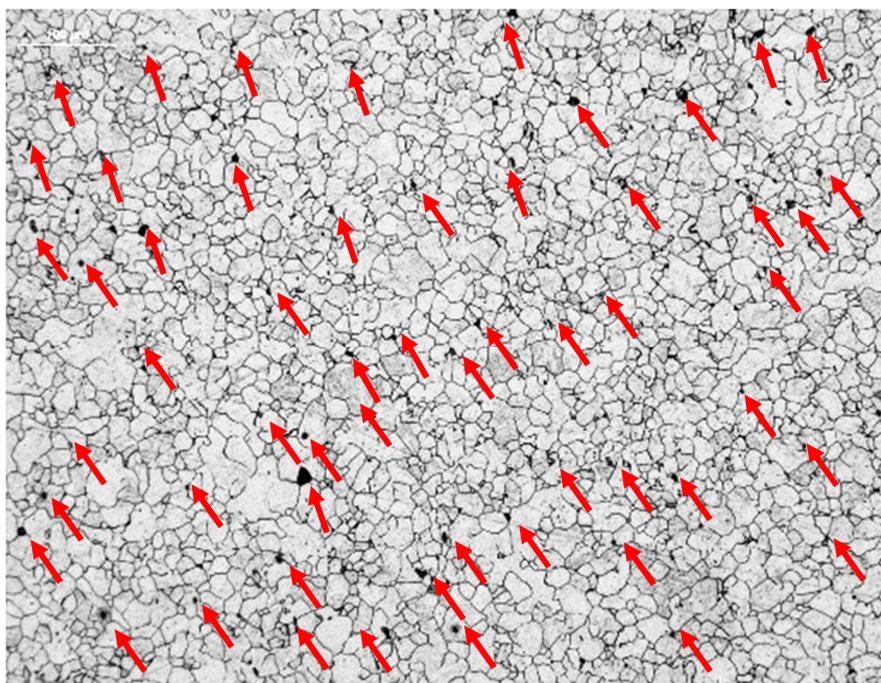


(Fonte: Autora)

Embora o melhor resultado em termos de refino e homogeneidade dos grãos tenha sido para a condição do material normalizado, o efeito da normalização para o comportamento de precipitação dos ancoradores de grão é em função da quantidade, tamanho e morfologia desses constituintes (PAN et al., 2015).

Comparando as micrografias da Figura 48, é possível observar que a condição do material normalizado (b) apresentou também precipitados em maior quantidade e mais homogeneamente distribuídos, destacando a influência do tratamento térmico para as suas formações, o que está de acordo com o trabalho de PAN et al. (2015), com a diferença do tipo de constituinte formado. A Figura 50 apresenta a mesma micrografia para a condição do material normalizado (Figura 46 - b) com maior aumento e com as indicações dos precipitados presentes.

Figura 50 Micrografia para material após tratamento térmico de normalização, com a indicação dos precipitados formados. Objetiva de 100x, ataque Picral.



(Fonte: Autora)

As variáveis e critérios selecionados para o estudo do DoE estão apresentados na Tabela 11 e, na Tabela 12, as combinações e resultados experimentais propostas pelo método. Foi desconsiderado o teste com tratamento de normalização, visando a comparação entre métodos sem influências externas posteriores à operação de forjamento. Não foi adicionado o efeito tempo de forno para os tarugos, devido à avaliação realizada na seção 5.2.1.

Tabela 11 Variáveis e critérios selecionados para o estudo do DoE para todas as condições experimentais.

| Efeito | Critério 1 | Critério 2 |
|---------------------|-------------------------|---------------------|
| Velocidade | 110 batidas/min | 200 batidas/min |
| Material de partida | Tarugo | Barra |
| Alumínio | Baixo ($\leq 0,023$ %) | Alto ($> 0,023$ %) |
| Nitrogênio | Baixo ($\leq 0,012$ %) | Alto ($> 0,012$ %) |

Tabela 12 Combinações e resultados dos testes propostos pelo método DoE.

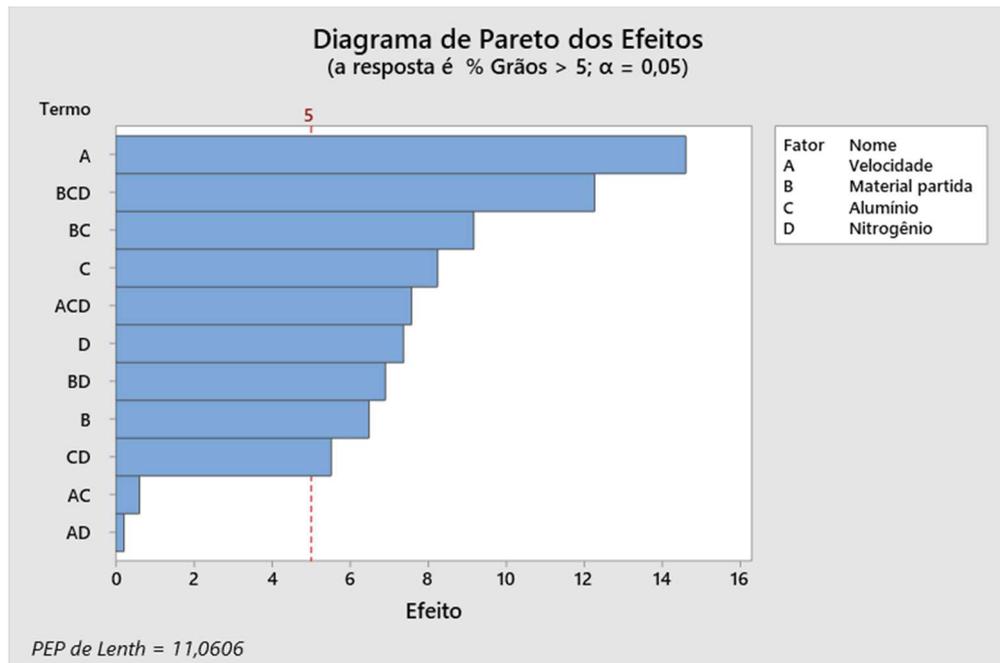
| Velocidade | Material partida | Alumínio | Nitrogênio | Média % Grãos > 5 |
|-------------------|-------------------------|-----------------|-------------------|---------------------------------|
| 200 | Barra | Baixo | Alto | 99,99 |
| 200 | Barra | Alto | Baixo | 99,43 |
| 200 | Barra | Baixo | Baixo | 98,91 |
| 200 | Barra | Alto | Alto | 98,84 |
| 110 | Barra | Baixo | Baixo | 92,28 |
| 110 | Barra | Alto | Alto | 91,41 |
| 110 | Tarugo | Alto | Alto | 88,74 |
| 110 | Tarugo | Alto | Baixo | 84,45 |
| 110 | Tarugo | Baixo | Alto | 82,13 |
| 110 | Barra | Baixo | Alto | 78,61 |
| 110 | Barra | Alto | Baixo | 76,4 |
| 110 | Tarugo | Baixo | Baixo | 57,41 |

O material de partida, combinado com os teores de alumínio e nitrogênio, aparece como segundo efeito no diagrama de Pareto, apresentado na Figura 51. Conforme comentado por Bresciani (2011), o material laminado é o mais indicado para o forjamento, por possuir uma estrutura prévia mais homogênea. Justifica-se, pois, ao decorrer do processo de laminação, também há a ocorrência de recristalização dinâmica, durante a deformação a quente aplicada pelos cilindros laminadores, seguido posteriormente da recristalização estática, metadinâmica e do crescimento de grão (SOUZA, 2015).

Embora o forjamento elimine a estrutura bruta de fusão com a quebra das dentritas, proveniente dos tarugos de lingotamento contínuo, há segregações de composição química pelos elementos de uma liga solidificada terem uma probabilidade mínima de distribuição uniforme (LIMA, 2006). Essas regiões de segregação, além de influenciarem na formação de precipitados ancoradores de grão, geram deformações, recristalizações, crescimento de grãos e texturas não uniformes. As regiões segregadas podem permanecer mesmo após a conformação a quente do componente, na forma de bandas distintas de composição química (REGONE, 2009).

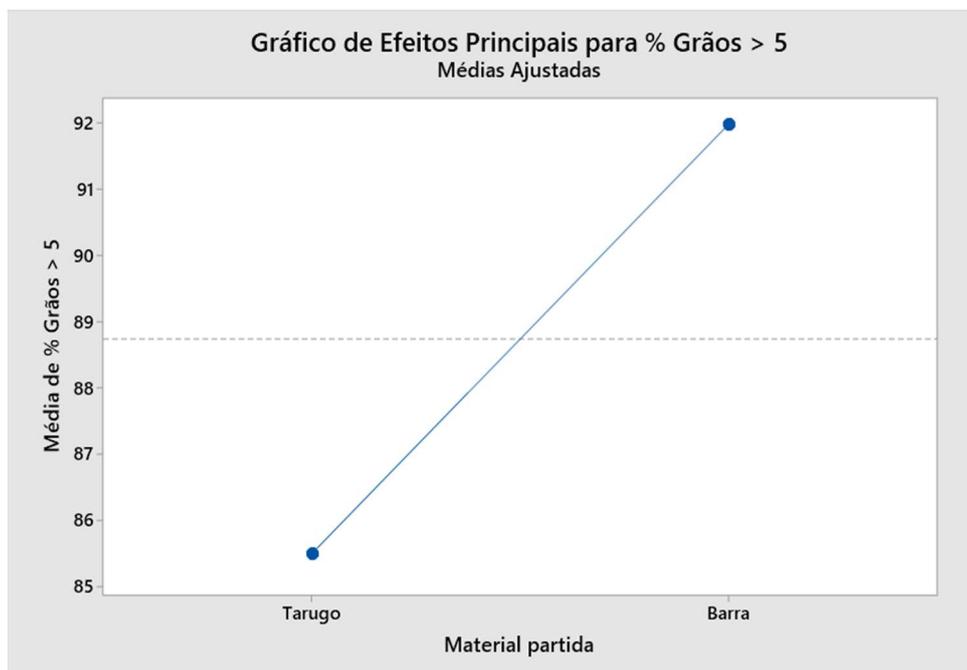
Por possuírem uma microestrutura prévia mais heterogênea que as barras laminadas, os tarugos também têm seu comportamento frente à recristalização modificado. Conforme Sandim (2001), o potencial de recristalização varia de grão em grão, fazendo com que nem todos os grãos passem pelo processo, sofrendo apenas a recuperação, o que justifica a maior dispersão de grãos para esses materiais de partida. A Figura 50, obtida através do estudo do DoE, confirma que estruturas mais refinadas foram provenientes de barras laminadas.

Figura 51 Diagrama de Pareto dos efeitos para todas as condições experimentais propostas.



(Fonte: Autora)

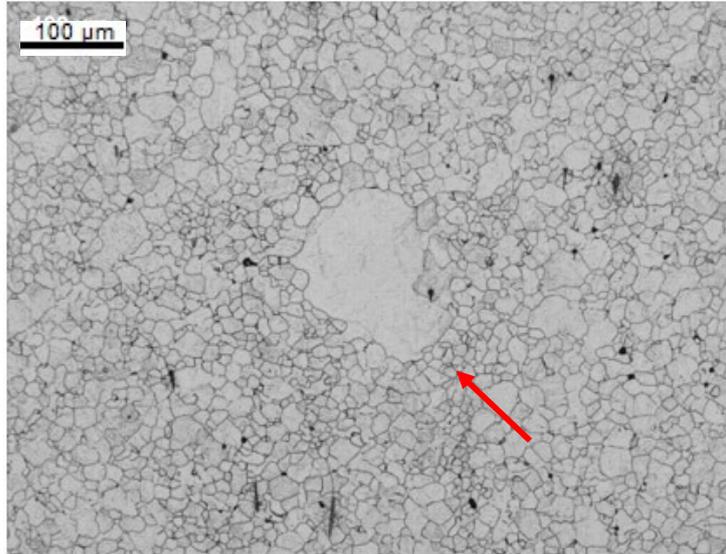
Figura 52 Gráfico de efeitos principais para média de percentual de grãos acima de índice 5 para todas as condições experimentais.



(Fonte: Autora)

Todavia, analisando-se a microestrutura do material laminado a quente, anterior ao forjamento, foi possível observar que já apresentava, em alguns pontos das amostras, grãos austeníticos heterogêneos e com crescimento anormal (Figura 53). A presença desses grãos evidencia que, embora ocorra o fenômeno de recristalização na etapa de laminação, não prosseguiu de maneira homogênea. O forjamento com emprego da velocidade de 110 batidas/min não foi suficiente para eliminar esses grãos, ao contrário da velocidade de 200 batidas/min. Contudo, ainda são materiais prévios mais homogêneos que os tarugos, o que justifica a menor dispersão dos resultados citados anteriormente.

Figura 53 Micrografia de tamanho de grão austenítico para material laminado a quente, anterior ao forjamento, indicando a presença de grãos austeníticos com crescimento anormal. Objetiva de 100x, ataque Picral.



(Fonte: Autora)

6. CONCLUSÕES

A partir do trabalho realizado, pode-se concluir que:

- Considerando-se tarugos provenientes de lingotamento contínuo como materiais de partida do forjamento, as menores dispersões, tanto em relação à média de tamanho de grão austenítico quanto ao percentual de grãos maiores que o índice 5, foram encontradas para aqueles cujo tempo de encharque no forno foi de 6 h, período que permitiu uma recristalização mais efetiva;
- O fator com maior influência no emprego de tarugos para a operação de forjamento a quente foi a relação de composição química, sendo os melhores resultados obtidos a partir da combinação de Alumínio-Alto/Nitrogênio-Alto (valores de percentuais de grãos acima do índice 5 variando entre 88,26 – 88,62 %);
- Utilizando-se barras laminadas, forjadas com velocidades de 110 batidas/min e 200 batidas/min, os materiais com estruturas mais refinadas e homogêneas foram obtidos a partir da segunda condição, com crescimento anormal de grão desprezível. A maior velocidade resultou em uma recristalização completa, com aumento da energia de deformação armazenada, que atuou como força motriz para a recristalização dinâmica;
- Para velocidade de 200 batidas/min, a composição química das amostras não apresentou influência significativa no percentual de grãos acima do índice 5, que variou entre 98,84 e 99,99 % para todas as combinações de alumínio e nitrogênio. Para velocidade de 110 batidas/min, esse percentual variou de 76,4 a 92,28 %, sendo os melhores resultados alcançados com relações de Al/N mais próximas do ideal estequiométrico;
- Comparando-se os materiais de partida, tarugos e barras laminadas a quente, forjados com a mesma condição de velocidade

(110 batidas/min), obteve-se maiores dispersões para tarugos, com ambas as condições experimentais apresentando crescimento anormal de grão e com presença considerável de grãos de tamanho entre 0 – 4;

- As barras laminadas foram mais indicadas para a operação de forjamento, devido a possuírem uma estrutura prévia mais homogênea, por já terem sido submetidas a um processo prévio de recristalização durante a conformação a quente (laminação). A homogeneidade microestrutural anterior ao forjamento influenciou o processo de recristalização posterior;
- O tratamento térmico de normalização proporcionou a obtenção de estruturas refinadas e homogêneas, com percentual de grãos abaixo do índice 5 desprezível (mediana dos resultados de tamanho de grão foi superior a 9 e o percentual de grãos acima do índice 5 de 98 %). Os precipitados formados se apresentaram em maiores quantidades e mais homogeneamente dispersos quando comparados às demais condições, atuando como ancoradores de grãos mais efetivos;
- Concluiu-se que, para a liga 20MnCr5, a condição que permitiu a obtenção de estruturas mais refinadas e homogêneas, desconsiderando tratamentos térmicos posteriores, foi a com o emprego de barras laminadas como material de partida, forjadas com velocidade de 200 batidas/min, com microestruturas estáveis independente dos teores de nitrogênio e alumínio. Todavia, melhores resultados foram obtidos com tratamento térmico de normalização após operação de forjamento.

7. REFERÊNCIAS

ALTAN, T., NGAILE, G., SHEN, G. Cold and Hot Forging: Fundamentals and Applications, ASM International, 2005.

ASM COMMITTEE ON GAS CARBURIZING. Carburizing and Carbonitriding. American Society for Metals, Metals Park, EUA, 1977.

ASM HANDBOOK, Heat Treating. American Society for Metals, v.4, 1991.

ASTM E112. Norma Internacional. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, 2021.

BABAKHANI, A.; ZIAEI, S.M.R.; KIANI-RASHID, A.R. Investigation on the effects of hot forging parameters on the austenite grain size of vanadium microalloyed forging steel (30MSV6). Journal of Alloys and Compounds, ed. 490, p. 572–575, 2010.

BORSA, Maria Beatriz. Avaliação do Crescimento Anormal de Grão em um Aço DIN 16MnCr5 Forjado a Morno. 2009. Dissertação de mestrado (Dissertação de mestrado) - UFRGS, 2009

BRESCIANI, Ettore. F. Conformação Plástica dos Metais. 6ª ed. Campinas, SP. Editora da UNICAMP. 2011. p. 77-87.

BROOKS, C. R., Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels, ASM International, 1996.

BUCHMAYR, B. Critical Assessment 22: bainitic forging steels. Materials Science and Technology, v. 32, n. 6, p. 517-522, 2016.

CALLISTER, W. D., Materials Science and Engineering: An Introduction, John Wiley and Sons, Inc. 2020, 10ª Edição.

CHIAVERINI, V. Aços e Ferros Fundidos. 7.ed. São Paulo: ABM, Brasil, 1996.

COLPAERT, H. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. Rev. A L. V. C. Silva. 4ª ed, 2008.

CONTRACT HEAT TREATMENT ASSOCIATION. Anticipating the Hardening Response of Aluminium-bearing Plain-carbon Steels. THE CONTRACT HEAT TREATMENT ASSOCIATION, 1996.

COSTA E SILVA, A; MEI, P. ROBERTO. Aços e Ligas Especiais. 2.ed., 2006.

CUDY, L.J., RALEY, J.C., Austenite Grain Coarsening in Microalloyed Steels, Metallurgical Transactions A Vol. 14^a, p. 1989-1995, 1983.

DAI, Weibing; YAO, Zhenghong; ZHANG, Hongzhuang; LI, Changyou; LIU, Yuzhuo; ZHANG, Yimin. Effect of forging ratio on tensile properties and fatigue performance of EA4T steel. Journal of Manufacturing Processes, ed. 76, p. 291-303, 2022.

DE LUCCA DE COSTA, Luana. Efeito de Diferentes Ciclos Termomecânicos no Comportamento Microestrutural do Aço ABNT 4140. Dissertação de mestrado (Dissertação de mestrado) - UFRGS, 2014.

DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica. Editora Guanabara Dois, 2^a Edição, 1981.

DUTRA, J. C., CAVALLANTE, F.L., Fatores de Material e Processo que Influenciam o Crescimento Anormal de Grãos nos Aços para Cementação DIN 20MnCr5 e 25MoCr4, Congresso Aual da ABM, São Paulo, ABM 1996, v.2, p. 237-257, 1995.

FANG, Yuanyuan; CHEN, Xizhang; MADIGAN, Bruce; CAO, Hongyan; KONOVALOV, Sergey. Effects of strain rate on the hot deformation behavior and dynamic recrystallization in China low activation martensitic steel. Fusion Engineering and Design, ed. 103, p. 21-30, 2015.

FATORETTO, Maíra. BoxPlot: Saiba tudo sobre o Diagrama de caixa e como interpretar esse gráfico, 2022. Disponível em: <https://www.escolaedti.com.br/o-que-e-um-box-plot>. Acesso em: 3 jan. 2023.

GLADMAN, T. Aluminium for Grain Size Control. 1997.

GORELIK, S. S., Recrystallization in metals and alloys, p. 71-89, 1981.

GORNIO, A. A. Estudo traça relações entre microestrutura e propriedades mecânicas em aços estruturais. Corte e Conformações de Metais, 2008.

HELMAN, H.; CETLIN, P.R. Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais. 2^aed., 2010.

HILLERT, M., On the Theory of Normal and Abnormal Grain Growth, Acta Metallurgica 13, p. 227-238, 1965.

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

ISO 643. Steels — Micrographic determination of the apparent grain size, 2020.

KRAUSS, G. Seels Processing, Structure, and Performance. ASM International, 2005.

KUBOTA, M.; OCHI, T. Development of Anti-Coarsening Steel for Carburizing. Materials Science Forum, v. Vols. 539-543, p. 4855-4860, 2007.

LIMA, F. B. Microestrutura e tenacidade de aços baixa liga tipo 41XX. Dissertação de mestrado (Dissertação de mestrado) - UFRJ, 2006.

LIN, Y., CHEN, M., ZHONG, J. Study of static recrystallization kinetics in a low alloy steel. Computer Materials Science, vol. 44, p. 316-321, 2012.

NARITA, K., Physical Chemistry of the Groups Iva (Ti, Zr), Va (V, Nb, Ta) and the Rare Earth Elements in Steel, Transactions Iron and Steel Institute of Japan, vol. 15, p. 145, 1975.

PADILHA, A.F. Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades, 1997.

PADILHA, A. F., SICILIANO JR, F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3ª ed, 2005.

PAN, Tao; CHAI, Xi-yang; WANG, Jin-guang; SU, Hang; YANG, Cai-fu. Precipitation Behavior of V-N Microalloyed Steels during Normalizing. JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL, ed. 22, p. 1037-1042, 2015.

PARRISH, G., Carburizing: Microstructure and Properties. ASM, 1999.

PMPA. 5 Engineering Aspects of Austenitic Grain Size, 2014. Disponível em: <https://www.pmpa.org/5-engineering-aspects-of-austenitic-grain-size/>. Acesso em: 4 jan. 2023.

REGONE, W. Acompanhamento da evolução microestrutural no forjamento a quente com matriz fechada por simulação física e numérica. Dissertação de mestrado (Dissertação de mestrado) - UNICAMP, 2009.

ROLLET, A.; ROHRER, G. S.; HUMPHREYS, J. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. 3ªed.: Elsevier, 2017.

SANDIM, H.R.Z., Heterogeneidades de Deformação: Uma Visão Microscópica. Texturas e Relações de Orientação. Deformação Plástica, Recristalização e Crescimento de Grão, EPUSP, p.12-22, 2001.

SENUMA, T.; YADA, H. Microstructural evolution of plain carbon steels in multiple hot working. In: RISO NATIONAL LABORATORY. Annealing Processes—Recovery, Recrystallization, and Grain Growth, Proc. 7th Riso Int.

Symp. on Metallurgy and Materials Sci. p. 547–552, 1986.

SHARMA, R.C., Principles of Heat Treatment of Steel, New Age International, 1ª ed., 2003.

SHIRDEL, Mohammad; MIRZADEH, H.; HABIBI PARSA, M. Microstructural Evolution During Normal/Abnormal Grain Growth in Austenitic Stainless Steel. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 45, n. 11, p. 5185-5193, 2014.

SILVA, A. L. C. e MEI, P.R. Aços e ligas especiais. 1 ed. Eletrometal S.A. Metais Especiais: Sumaré, 1998.

SOUZA, A. L. B. Análise do comportamento termomecânico e da evolução microestrutural durante a laminação de tiras a quente de aço C-Mn via DeformTM 3D. Dissertação de mestrado (Dissertação de mestrado) – Universidade Federal de São Carlos, 2015.

SOUZA, A. L. B. Simulação Computacional do Início da Precipitação Induzida por Deformação Durante o Processamento Termomecânico de um Aço Microligado ao Nióbio em Resfriamento Contínuo. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de São Carlos, 2019.

SUGIMOTO, Koh-ichi; SAKAKI, Tsuneaki; MIYAGAWA, Ohmi; HORIE, Takashi. Effects of Boron and Nitrogen on Fracture Toughness of Boron-treated 0.35 % C Steels Tempered at Low Temperature. Transactions ISIJ, v. 26, p. 328-336, 1986.

TAMURA, I. et al. Thermomechanical Processing of High-Strength Low-Alloy Steels.: Elsevier, 1988.

TURRA, Cristiano José. Caracterização Mecânica e Metalúrgica de um Aço Bainítico de Resfriamento Contínuo Aplicado no Processo Industrial de Forjamento a Quente. 2021. Dissertação de mestrado (Dissertação de mestrado) - UFRGS, 2021.

VERHOEVEN, J.D., Steel Metallurgy for the Non-Metallurgist, ASM International, 1ª ed, 2007.

XU, D. et al. A new study on the growth behaviour of austenite grains during heating processes. Scientific Reports, v. 7, n. 1, p. 1-13, 2017.