

ESCOLA POLITÉCNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS
MESTRADO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

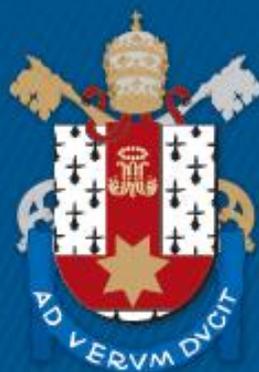
GUILHERME OLIVEIRA GOULART

**AVALIAÇÃO DA VIDA ÚTIL DE INSERTO PARA USINAGEM DO AÇO MICROLIGADO DIN
38MNVS6 PELO CONTROLE DE RESFRIAMENTO APÓS FORJAMENTO A QUENTE**

Porto Alegre

2023

PÓS-GRADUAÇÃO - *STRICTO SENSU*



Pontifícia Universidade Católica
do Rio Grande do Sul



**AVALIAÇÃO DA VIDA ÚTIL DE INSERTO PARA USINAGEM DO AÇO
MICROLIGADO DIN 38MNVS6 PELO CONTROLE DE
RESFRIAMENTO APÓS FORJAMENTO A QUENTE**

GUILHERME OLIVEIRA GOULART
ENGENHEIRO MÊCANICO

**DISSERTAÇÃO PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM
ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS**

Porto Alegre
Agosto, 2023

**AVALIAÇÃO DA VIDA ÚTIL DE INSERTO PARA USINAGEM DO AÇO
MICROLIGADO DIN 38MNVS6 PELO CONTROLE DE RESFRIAMENTO
APÓS FORJAMENTO A QUENTE**

GUILHERME OLIVEIRA GOULART
ENGENHEIRO MECÂNICO

ORIENTADOR: PROF. DR. Carlos Alexandre dos Santos

Dissertação de Mestrado realizada no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais (PGETEMA) da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Tecnologia de Materiais.

Porto Alegre
Agosto, 2023



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
 ESCOLA POLITÉCNICA
 PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS

**AVALIAÇÃO DA VIDA ÚTIL DE INSERTO PARA USINAGEM
 DO AÇO MICROLIGADO DIN 38MNV56 PELO CONTROLE
 -DE RESFRIAMENTO APÓS FORJAMENTO A QUENTE**

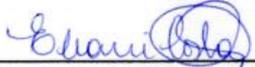
CANDIDATO: GUILHERME OLIVEIRA GOULART

Esta Dissertação de Mestrado foi julgada para obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais da Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul.


 DR. CARLOS ALEXANDRE DOS SANTOS - ORIENTADOR

BANCA EXAMINADORA


 DR. VICTOR VELHO DE CASTRO - UFRGS


 DRA. ELEANI MARIA DA COSTA - PGETEMA - PUCRS

PUCRS

Campus Central
 Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 32 - Sala 507 - CEP: 90619-900
 Telefone: (51) 3353.4059 - Fax: (51) 3320.3625
 E-mail: engenharia.pg.materiais@puhrs.br
 www.puhrs.br/politecnica

Ficha Catalográfica

G694a Goulart, Guilherme Oliveira

Avaliação da Vida Útil de Inseto para Usinagem do Aço Microligado DIN 38MnVS6 pelo Controle de Resfriamento após Forjamento a Quente / Guilherme Oliveira Goulart. – 2023.

130 p.

Dissertação (Mestrado) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PUCRS.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alexandre dos Santos.

1. Aço Microligado DIN 38MnVS6. 2. Forjamento a Quente. 3. Resfriamento Controlado. 4. Vida Útil de Ferramenta. 5. Simulação Numérica. I. dos Santos, Carlos Alexandre. II. Título.

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

Bibliotecária responsável: Clarissa Jesinska Selbach CRB-10/2051

*“A mente que se abre a uma nova
ideia jamais voltara ao seu
tamanho original”
(Albert Einstein)*

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho às pessoas fundamentais em minha vida, que possibilitaram o desenvolvimento dele, direta e indiretamente.

Minha mãe, Rejane Oliveira Garsia, por sempre estar ao meu lado e incentivar meus objetivos a se concretizarem.

Minha namorada, Luana Kobs da Silva, por estar ao meu lado me incentivando a seguir com meus estudos e sustentar nossa família nos momentos que me fiz ausente durante o desenvolvimento deste trabalho.

Ao meu filho, Heitor Kobs Goulart, por fazer dos momentos de lazer os mais emocionantes e divertidos.

AGRADECIMENTOS

À Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul, PUCRS, por disponibilizar os recursos e bagagem de conhecimento utilizada nesta dissertação e pela bolsa PRO-STRICTO.

À Maxiforja Componentes Automotivos Ltda. Por disponibilizar os recursos utilizados nesta dissertação.

Ao gerente do setor de Engenharia de Pesquisa e Desenvolvimento na Maxiforja, M. Sc. Eng. Tomaz Petracco, por me desafiar com este tema e sugerir o desenvolvimento desta dissertação.

Ao professor Dr. Eng. Carlos Alexandre, por todo apoio técnico na estruturação e desenvolvimento, pelas opiniões e conselhos dados durante a construção e atividades práticas e de pesquisa para desenvolvimento desta dissertação.

Ao Eng. Fabiano Barreto, por toda a teoria e prática dos processos de usinagem e preciosas dicas utilizadas na usinagem dos corpos de prova deste trabalho.

Ao Eng. Cristian da Cruz, pelo auxílio na montagem do referencial bibliográfico relacionado ao tema de aços microligados.

Aos laboratoristas Gustavo Vasquez, Wagner Soares e Miguel Matos, por todo empenho e auxílio dado na execução das práticas feitas nos laboratórios.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	7
AGRADECIMENTOS	8
SUMÁRIO	9
LISTA DE FIGURAS	11
LISTA DE TABELAS	17
LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURAS	18
RESUMO	19
ABSTRACT	21
1. INTRODUÇÃO.....	22
2. OBJETIVOS	25
2.1. Objetivos Específicos	25
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
3.1. Forjamento	26
3.2. Simulação Numérica.....	34
3.3. Aços Microligados	38
3.3.1. Aços Microligados Não Tratados Termicamente	41
3.3.2. Aços Microligados ao Vanádio	42
3.4. Resfriamento Controlado	46
3.5. Usinagem	48
3.5.1. Usinagem de Aços Microligados	50
4. MATERIAIS E MÉTODOS	55
4.1. Cálculos Analíticos	55
4.2. Simulação Numérica.....	56
4.3. Aço Microligado DIN 38MnVS6.....	61
4.4. Aquecimento.....	62
4.5. Sistema de Simulação Experimental de Conformação.....	64
4.6. Sistema de Simulação Experimental para Resfriamento Controlado	65
4.7. Jateamento	67
4.8. Usinagem	68

4.9. Análises Realizadas	71
4.9.1. Ensaio Metalúrgicos e Propriedades Mecânicas	72
4.9.2. Análise de Desgaste de Inserto e Cavaco	73
4.10. Estudos Estatísticos	74
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	78
5.1. Simulação Numérica.....	78
5.2. Composição Química	81
5.3. Taxas Médias de Resfriamento	82
5.4. Processo de Conformação.....	84
5.5. Processo de Usinagem.....	89
5.6. Análise da Fibragem	90
5.7. Macroestrutura e Microestrutura.....	91
5.8. Medidas de Dureza.....	96
5.9. Desgaste de Inserto	99
5.10. Análise do Cavaco	101
5.11. Rugosidade.....	104
5.12. Ensaio de Tração.....	105
6. CONCLUSÕES.....	114
7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	116
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	117
ANEXO A.....	126
ANEXO B.....	127
ANEXO C.....	128
ANEXO D.....	129

LISTA DE FIGURAS

- Figura 3.1 - Desenho esquemático ilustrando sequência de forjamento de duas etapas, pré-forja e forja onde (1) Posicionamento da geratriz na ferramenta da operação 1, (2) Resultado operação 1, (3) Posicionamento da pré-forja na ferramenta da operação 2 e (4) Resultado operação 2 [Elaborado pelo Autor].27
- Figura 3.2 - Ilustração do processo de forjamento em matriz aberta [Elaborado pelo Autor].....29
- Figura 3.3 - Dobra em matriz aberta [Traduzido de WOLFGARTEN *et al*, 2020].29
- Figura 3.4 - Ilustração do processo de forjamento em matriz fechada [Elaborado pelo Autor].....30
- Figura 3.5 - Recursos para forjamento em matriz fechada - A) Rebarba / B) Raios de boca [Elaborado pelo Autor].31
- Figura 3.6 - Força de forjamento em matriz fechada com rebarba [Traduzido de PANDYA, GEORGE, 2021].32
- Figura 3.7 - Forjamento em matriz fechada com pré-forjas com (a) geratriz com geometria inicial, (b) recalque simples, (c) pré-forja e (d) forja [BIBA *et al*, 2020].33
- Figura 3.8 - Remalhamento durante etapas da simulação [HARTLEY, PILINGER, 2006]35
- Figura 3.9 - Metodologia de aplicação de malha em geometria (a) Malha supercarregada de nós (b) Malha adaptativa apenas na região de deformação [GERASIMOV *et al*, 2016]37
- Figura 3.10 - Distribuição da tensão efetiva com diferentes parâmetros de densidade de malha a - Fator de adaptação da malha e t - Tempo de simulação [GERASIMOV *et al*, 2016]38
- Figura 3.11 - Microestrutura de aços ligados ao vanádio onde (a) sem deformação, (b) temperatura 850 °C e velocidade de conformação 0,01/s, (c) temperatura 850 °C/s e velocidade de conformação 0,1/s, (d) temperatura 1.050 °C e velocidade de conformação 0,1/s e (e) temperatura 1.200 °C e velocidade de conformação 0,1/s [GU *et al*, 2014].....43
- Figura 3.12 - Gráfico temperatura x tempo representando processos de resfriamento após forjamento a qual a figura superior exemplifica aços termicamente

tratáveis e a figura inferior exemplifica o controle após forjamento de aços microligados [Adaptado de SEMIATIN, 2005].	47
Figura 3.13 - Rugosidade por velocidade de corte em aço microligado [Traduzido de DEMIR, 2008].	52
Figura 3.14 – Relação da usinabilidade com a dureza Brinell [Traduzido de OLLILAINEN, HURMOLA, PÖNTNEN, 1984]	52
Figura 4.1 - Fluxograma resumido da metodologia proposta [Elaborado pelo Autor].	55
Figura 4.2 - Geometria do corpo de prova após processo de conformação [Elaborado pelo Autor].	56
Figura 4.3 - Geometria da matriz de conformação [Elaborado pelo Autor].	57
Figura 4.4 - Valores das constantes da simulação [QForm UK ®].	59
Figura 4.5 - Matriz confeccionada [Elaborado pelo Autor].	61
Figura 4.6 - Diagrama TTT do aço DIN 38MnVS6 [Fornecedor].	62
Figura 4.7 - Forno Sanchis para aquecimento dos corpos de prova [Elaborado pelo Autor].	63
Figura 4.8 - Corpo de prova para obtenção das curvas de temperatura [Elaborado pelo Autor].	64
Figura 4.9 - Prensa com matrizes fixadas na máquina [Elaborado pelo Autor].	65
Figura 4.10 - Estágios de conformação a esquerda a geratriz posicionada na ferramenta e a esquerda a conformação executada [Elaborado pelo Autor].	65
Figura 4.11 - Esteira de resfriamento controlado [Elaborado pelo Autor]	66
Figura 4.12 - Dispositivo de resfriamento onde (A) é a distância entre a saída de ar comprimido com a amostra, (B) é o ângulo de inclinação da pistola de ar comprimido, (C) exemplifica o posicionamento da pistola de ar comprimido, (D) é o dispositivo para inclinação da pistola de ar comprimido e (E) é a amostra posicionada para resfriamento [Elaborado pelo Autor].	67
Figura 4.13 - Cabine de jateamento por sucção CMV® [Elaborado pelo Autor].	68

Figura 4.14 - Região de fixação da primeira operação onde (A) castanhas do torno e (B) amostra [Elaborado pelo Autor].	69
Figura 4.15 - Torno CNC Romi Centur 30D [ROMI].	69
Figura 4.16 – Usinagem executada nos corpos de prova [Elaborado pelo Autor].	71
Figura 4.17 - Ponto de corte da peça forjada para análises microestruturais, macroestruturais e durezas [Elaborado pelo Autor].	72
Figura 4.18 - Regiões de análise para microestrutura em (a) núcleo, (b) meio raio e (c) próxima da superfície [Elaborado pelo Autor].	72
Figura 4.19 - Corpo de prova dimensionado para fornecimento [Elaborado pelo Autor].	73
Figura 4.20 - Desgaste de inserto VB [Traduzido de Ebrahimi, Moshkar, 2009].	74
Figura 4.21 - Exemplo de gráfico boxplot [Traduzido de Khan, 2013]	75
Figura 4.22 - Distribuição normal padrão [KHAN, 2013]	76
Figura 4.23 - Gráfico de probabilidade de distribuição com P valor indicando normalidade [KHAN, 2013]	76
Figura 4.24 - Exemplo de gráfico de intervalo sem diferença significativa [KHAN, 2013]	77
Figura 4.25 - Relatório de estudo ANOVA [KHAN, 2013].....	77
Figura 5.1 - Força de conformação simulada por deslocamento [Elaborado pelo Autor].	78
Figura 5.2 - Temperatura nas regiões de foco para forjamento [Elaborado pelo Autor].	79
Figura 5.3 - Tensão efetiva na ferramenta superior [Elaborado pelo Autor].	79
Figura 5.4 - Tensão efetiva na ferramenta inferior [Elaborado pelo Autor].	80
Figura 5.5 - Tensões principais na ferramenta superior [Elaborado pelo Autor].	80
Figura 5.6 - Tensões principais na ferramenta inferior [Elaborado pelo Autor].	81
Figura 5.7 - Fluxo de fibragem - simulação numérica [Elaborado pelo Autor].	81

Figura 5.8 - Comparativo das taxas de resfriamento [Elaborado pelo Autor].	83
Figura 5.9 - Taxas de resfriamento em diagrama TTT do aço 38MnVS6 [Adaptado pelo Autor].	84
Figura 5.10 - Posicionamento do corpo de prova para conformação [Elaborado pelo Autor].	84
Figura 5.11 - Corpos de prova com taxa de resfriamento de 0,8 °C/s [Elaborado pelo Autor].	85
Figura 5.12 - Força de conformação por deslocamento - amostras 0,8°C/s [Elaborado pelo Autor].	86
Figura 5.13 - Gráfico de Força de Conformação por Deslocamento Amostras 1,0°C/s e Simulação [Elaborado pelo Autor].	86
Figura 5.14 - Força de conformação por deslocamento - amostras 1,8°C/s e Simulação [Elaborado pelo Autor].	87
Figura 5.15 - Força de conformação por deslocamento - amostras 2,9°C/s e Simulação [Elaborado pelo Autor].	87
Figura 5.16 - Força de conformação por deslocamento na região de recristalização dinâmica para primeiro lote de amostras [elaborado pelo autor].	88
Figura 5.17 - Corpos de prova forjados [Elaborado pelo Autor].	89
Figura 5.18 - Amostra forjada (a) Antes do jateamento e (b) Após jateamento [Elaborado pelo autor].	89
Figura 5.19 - Peça obtida na primeira etapa de usinagem [Elaborado pelo autor].	90
Figura 5.20 - Fibragem da conformação [Elaborado pelo Autor].	90
Figura 5.21 - Diagrama CCT DIN 38MnVS6 com microestruturas de região de meio raio para (a) 2,9 °C/s, (b), 1,8 °C/s, (c), 1,0 °C/s e (d) 0,8 °C/s	91
Figura 5.22 - Microestrutura no núcleo das amostras de cada taxa de resfriamento: (a) 0,8 °C/s 100x, (b) 0,8 °C/s em 200x, (c) 1,0 °C/s em 100x, (d) 1,0 °C/s em 200x, (e) 1,8 °C/s em 100x, (f) 1,8 °C/s em 200x, (g) 2,9 °C/s em 100x e (h) 2,9 °C/s em 200x [Elaborado pelo Autor].	92
Figura 5.23 - Microestrutura em meio raio das amostras de cada taxa de resfriamento: (a) 0,8 °C/s 100x, (b) 0,8 °C/s em 200x, (c) 1,0 °C/s em 100x, (d) 1,0 °C/s	

em 200x, (e) 1,8 °C/s em 100x, (f) 1,8 °C/s em 200x, (g) 2,9 °C/s em 100x e (h) 2,9 °C/s em 200x [Elaborado pelo Autor].....	93
Figura 5.24 - Microestrutura na superfície das amostras de cada taxa de resfriamento: (a) 0,8 °C/s 100x, (b) 0,8 °C/s em 200x, (c) 1,0 °C/s em 100x, (d) 1,0 °C/s em 200x, (e) 1,8 °C/s em 100x, (f) 1,8 °C/s em 200x, (g) 2,9 °C/s em 100x e (h) 2,9 °C/s em 200x [Elaborado pelo Autor].....	94
Figura 5.25 - Retas para determinação do tamanho de grão conforme Método de Heyn para núcleo e meio raio [Elaborado pelo Autor].	95
Figura 5.26 - Gráficos com valores de dureza (a) Superficiais e (b) Núcleo [Elaborado pelo Autor].....	97
Figura 5.27 - Gráficos de intervalo das taxas de resfriamento (a) 0,8 °C/s, (b) 1,0 °C/s, (c) 1,8 °C/s e (d) 2,9 °C/s [Elaborador pelo Autor].	98
Figura 5.28 - Gráfico de intervalo das taxas de resfriamento para durezas: (a) Superficial e (b) Núcleo [Elaborado pelo Autor].	99
Figura 5.29 – MEV com 200x ampliação da aresta de corte dos insertos utilizados para usinagem de acordo com as taxas de resfriamento (a) 0,8 °C/s, (b) 1,0 °C/s, (c) 1,8 °C/s e (d) 2,9 °C/s [Elaborado pelo Autor].....	100
Figura 5.30 - Correlação entre taxa de resfriamento e desgaste VB [Elaborado pelo Autor].....	101
Figura 5.31 - Acúmulo de cavaco durante usinagem de uma amostra [Elaborado pelo Autor].....	102
Figura 5.32 - Cavacos separados conforme processos de usinagem para taxa de resfriamento conforme: (a) 0,8 °C/s, (b) 1,0 °C/s, (c) 1,8 °C/s e (d) 2,9 °C/s [Elaborado pelo Autor].	102
Figura 5.33 - Análise MEV com ampliação de 200x de cavaco oriundo da usinagem das amostras conforme taxa de resfriamento: (a) 0,8 °C/s, (b) 1,0 °C/s, (c) 1,8 °C/s e (d) 2,9 °C/s [Elaborado pelo Autor].....	103
Figura 5.34 - Correlação entre taxa de resfriamento e comprimento da banda de cisalhamento do cavaco [Elaborado pelo Autor].	104
Figura 5.35 - Corpo de prova para ensaio de tração [Elaborado pelo Autor].....	105
Figura 5.36 - Gráfico tensão por deformação - amostras 0,8 °C/s [Elaborado pelo Autor].....	106

Figura 5.37 - Gráfico tensão por deformação - Amostras 1,0 °C/s [Elaborado pelo Autor].....	106
Figura 5.38 - Gráfico tensão por deformação - Amostras 1,8 °C/s [Elaborado pelo Autor].....	107
Figura 5.39 - Gráfico tensão por deformação - Amostras 2,9 °C/s [Elaborado pelo Autor].....	107
Figura 5.40 - Gráfico Boxplot (a) Deformação, (b) Limite de resistência à tração [Elaborado pelo Autor].	108
Figura 5.41 - Gráfico de intervalos para (a) Deformação, (b) Limite de resistência à tração [Elaborado pelo Autor].	109
Figura 5.42 - Gráfico de probabilidade normal (a) Deformação e (b) Limite de resistência à tração [Elaborado pelo Autor].	110
Figura 5.43 - Identificação da distribuição da deformação na taxa de 1,8 °C/s [Elaborado pelo Autor].	110
Figura 5.44 - Teste de igualdade de variâncias para (a) Deformação e (b) Limite de resistência à tração [Elaborado pelo Autor].	111
Figura 5.45 - Estudo ANOVA (a) Deformação e (b) Limite de resistência à tração [Elaborado pelo Autor].	112

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas variando meio de resfriamento aços ARBL [Traduzido de DAS et al, 2003].....	42
Tabela 4.1 - Parâmetros da simulação [Elaborado pelo Autor].....	58
Tabela 4.2 - Composição química normatizada considerada na simulação conforme banco de dados do <i>software</i> [QForm UK ®].....	58
Tabela 4.3 - Variáveis da simulação [QForm UK ®].....	59
Tabela 4.4 - Parâmetros com variação pela temperatura [Adaptado de QForm UK ®].	60
Tabela 4.5 – Faixa de composição química do aço DIN 38MnVS6 [Fornecedor].....	62
Tabela 4.6 - Características do torno Romi Centur 30 D [ROMI, 2023].....	70
Tabela 4.7 - Parâmetros de usinagem [Elaborado pelo Autor].....	70
Tabela 5.1 - Composição química do aço microligado DIN 38MnVS6 [Elaborado pelo Autor].....	82
Tabela 5.2 - Tamanho de grão médio no núcleo e meio raio [Elaborado pelo Autor]	96
Tabela 5.3 - Tabela de durezas superficiais e de núcleo [Elaborado pelo Autor].96
Tabela 5.4 - Valores de rugosidade (Ra) [Elaborado pelo Autor].....	105
Tabela 5.5 - Propriedades Mecânicas de Interesse [Elaborado pelo Autor]. 108

LISTA DE SÍMBOLOS E NOMENCLATURAS

A	Tensão de Escoamento Inicial
ANOVA	<i>Analysys of Variance</i> (Análise de Variâncias)
ARBL	Alta Resistência Baixa Liga
CAD	<i>Computer Aided Design</i> (Projeto Assistido por Computador)
CAE	<i>Computer Aided Engineering</i> (Engenharia Assistida por Computador)
CCT	<i>Curve Cooling Transformation</i> (Curva de Transformação em Resfriamento)
CP	Corpo de Prova
CNC	Comando Numérico por Computador
CVD	<i>Chemical Vapor Deposition</i> (Deposição Química na Fase Vapor)
d	Diâmetro
DIN	<i>Deutsched Institut für Normung</i> (Instituto Alemão de Normatização)
f	Fator de encalque
FEA	<i>Finite Element Analisys</i> (Análise por Elementos Finitos)
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i> (Alta Resistência Baixa Liga)
l	Comprimento
m	Constantes
MN	Mega Newton
MEF	Método dos Elementos Finitos
PECVD	<i>Plasma-Enhanced Chemical Vapor Deposition</i> (Deposição Química na Fase Vapor Assistida por Plasma)
PVD	<i>Physical Vapor Deposition</i> (Deposição Física na Fase Vapor)
T	Temperatura
TRD	<i>Thermo-Reactive Deposition and Diffusion</i> (Deposição e Difusão Termo-Reativa)
TTT	Transformação Tempo Temperatura
VC	Carbeto de Vanádio
σ	Tensão de Escoamento
ε	Velocidade de Conformação

RESUMO

GOULART, Guilherme Oliveira. **Avaliação da Vida Útil de Inseto para Usinagem do Aço Microligado DIN 38MnVS6 pelo Controle de Resfriamento Após Forjamento a Quente**. Porto Alegre. 2023. Dissertação de Mestrado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Tecnologia de Materiais, PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DO RIO GRANDE DO SUL.

As parametrizações para os processos de usinagem são muito estudadas e difundidas. Pesquisas buscam relacionar as forças de usinagem, desgaste dos insertos e eficiência de fluidos refrigerantes com parâmetros do processo, tais como velocidade, profundidade de corte e avanço, e características metalúrgicas do material, como microestrutura e dureza. O objetivo do presente trabalho é determinar a melhor condição de resfriamento após processo de forjamento a quente do aço DIN 38MnSV6 para aumento da vida útil de insertos no processo de usinagem posterior à conformação mecânica. Para tanto, amostras com diâmetro de 36,51 mm e comprimento de 160 mm foram extraídas de barras cilíndricas laminadas à quente, aquecidas em forno resistivo a temperatura de 1220 °C, mantidas por 28 min até completa homogeneização térmica, e conformadas por compressão em máquina de ensaios universal com taxas de compressão de 4,7 %/min (velocidade de conformação de 7,5 mm/s), visando simular as condições reais do processo industrial. Variações nas taxas de resfriamento de 0,8°C/s, 1,0°C/s, 1,8°C/s e 2,9°C/s após conformação mecânica foram investigadas. Após a etapa de conformação, as amostras foram usinadas seguindo os parâmetros de 0,2 mm/rev como avanço de torneamento, 130 m/min de velocidade de corte e 0,5 mm de profundidade de corte. Correlações entre o nível de desgaste VB com as taxas de resfriamento empregadas nas amostras foram realizadas. Visando compreender o(s) mecanismo(s) de desgaste, após a usinagem as amostras tiveram sua microestrutura, tamanho de grão e fibragem investigadas, bem como foram analisadas as características como dureza, rugosidade superficial e as resistências à tração e deformação dos corpos de prova. Os resultados mostraram que o limite de resistência à tração e a deformação são propriedades mecânicas que podem servir como possíveis explicações do elevado desgaste dos insertos e podem ser previstos via controle de processo por resfriamento controlado, sendo parâmetros mais confiáveis do que apenas o controle de dureza. Contudo entende-se que tais análises não podem ser replicadas em peças na indústria, de modo que tais

propriedades só podem ser obtidas mediante ensaios destrutivos, desta forma, este trabalho busca auxiliar a indústria a criar sua metodologia para controle de processo, de forma que peças com geometrias distintas podem possuir diferentes comportamentos frente às taxas de resfriamento, devido à variações de seção ou variações dimensionais.

Palavras-Chaves: Aço Microligado DIN 38MnVS6, Forjamento a Quente, Resfriamento Controlado, Microestrutura, Vida Útil da Ferramenta, Simulação Numérica.

ABSTRACT

GOULART, Guilherme Oliveira. **Tool Life Cycle Assessment for Machining of 38MnVS6 Microalloyed Steel by Cooling Control after Hot Forging.** Porto Alegre. 2023. Master Dissertation. Graduation Program in Materials Engineering and Technology, PONTIFICAL CATHOLIC UNIVERSITY OF RIO GRANDE DO SUL.

Machining process parametrizations are widely studied and widespread. Research pursue to establish correlation between machining forces, tool wear, and cutting cooling fluid efficiency with operational parameters such as feed rate, depth of cut, and cutting speed, as well as with metallurgical characteristics of the material such as microstructure and hardness. This works aims to determine the best cooling condition after the hot forging process of DIN 38MnSV6 microalloyed steel to improve tool life during machining. Samples with 36,51 mm diameter and 160 mm length were extracted from hot-rolled cylindrical bars, heated in a resistive furnace at 1.220 °C, held for 28 minutes until complete thermal homogenization, and hot-forged in an universal test machine with compression rate of 4,7 %/min (conforming speed of 7.5 mm/s), to simulate industrial conditions. Different cooling rates of 0.8 °C/s, 1.0 °C/s, 1.8 °C/s and 2.9 °C/s after hot forging were investigated. After forging process, samples were machined with the following parameters: 0,2 mm/rev feed rate, 130 m/min cutting speed and 0,5 mm depth rate. Correlations between the wear level VB with cooling rates applied in the samples will be attained. To understand wear mechanism(s), microstructure, grain size, and fiber orientation of the samples after machining were analyzed, as well as features such as hardness, superficial roughness tensile testing responses after machining. The results showed that rupture limit tensile and deformation are explanation of high tool wear and they are predicted through cooling control, and they are better parameters than only hardness control. This research aims to help industry to understand the effects of cooling control after forging process, but it is known that industrial parts have any shapes and sections, so it is important that industry made each correlation between results of this research and how and when is applicable to its own parts.

Keywords: DIN 38MnVS6 Microalloyed Steel, Hot Forging, Controlled Cooling, Microstructure, Tool Life Cycle Assessment, Numerical Simulation.

1. INTRODUÇÃO

Os processos de manufatura foram desenvolvidos para auxiliar as funções exercidas pelos seres humanos, permitindo o processamento dos materiais para a confecção de peças, componentes, dispositivos e equipamentos, bem como a obtenção de geometrias não possíveis de serem obtidas na natureza. Ao passar do tempo, tais processos evoluíram para atingir requisitos cada vez mais restritos, com montagens e geometrias cada vez mais complexas. Entre estes processos, o forjamento objetiva a deformação no regime plástico para alteração de geometria e melhora nas propriedades mecânicas [SEMIATIN, 2005]. Ainda dentro deste grupo de processo de manufatura, tem-se o forjamento a quente, onde a temperatura da peça é elevada até aproximadamente $2/3$ da temperatura de fusão, visando maiores deformações com menores tensões aplicadas, conforme relata Nahrman e Matzenmiller (2021). Este processo permite a obtenção de grãos refinados e geometrias de elevada complexidade, mas não atingindo tolerâncias restritas [Kaur *et al*, 2016]. Contudo, o processo de forjamento a quente apresenta limitação com relação às tolerâncias com elevado grau de restrição, condição esta aplicada para montagens de forma geral como mancais, roscas, pino passante, entre outros. Tais condições podem ser obtidas por meio de processos de usinagem, como por exemplo torneamento, que consistem na remoção de material pelo contato de ferramentas com a aresta cortante de uma ferramenta de corte, onde a peça ou a ferramenta pode se movimentar em alta velocidade, cisalhando parte do material e permitindo peças com tolerâncias restritas [SARIKAYA *et al*, 2021].

Dados levantados em ambiente fabril estabelecem uma relação entre a dureza da peça forjada com a vida útil da ferramenta de usinagem, sendo esta relação válida para aços carbono e aços endurecidos, porém, para aços microligados esta correlação não tem se mostrado válida, conforme Galibois *et al* (1979). Durante a

usinagem de peças forjadas em aço microligado, como braços de direção, braços de ligação, terminais, etc, a relação estabelecida no ambiente fabril também não se mostrou válida, variando em casos onde a relação às vezes é direta e as vezes é indireta quanto ao desgaste da ferramenta de usinagem com a dureza da peça, originando assim a motivação para desenvolvimento desta dissertação, buscando parâmetros de processos do processo de forjamento que influenciam o desgaste dos insertos dos processos de usinagem. Conforme correlações existentes entre o controle de resfriamento após forjamento com propriedades mecânicas e microestruturas [AZGHANDI *et al*, 2015] este trabalhou buscou investigar de forma mais aprofundada o resfriamento controlado em 4 diferentes taxas, mas apenas com ar como meio de resfriamento. Após corpos de prova foram usinados e o desgaste do inserto foi investigado.

Por meio dos resultados obtidos nos experimentos e ferramentas estatísticas, o presente trabalho permitiu retirar a dureza como principal influência para o desgaste de insertos de usinagem, para amostras com diferentes taxas de resfriamento, e mostrou como maior correlação à deformação das amostras bem como o limite de resistência à tração como principais influências para o desgaste dos insertos durante a usinagem. Para o estudo foram forjados 28 corpos de prova, divididos em 7 lotes com diferentes taxas de resfriamento, 0,8 /C/s, 1,0 °C/s, 1,8 °C/s e 2,9 °C/s onde um corpo de prova de cada lote foi separado para análises macro e microestruturais, e o restante passou pelo processo de usinagem controlado, posteriormente enviados à fornecedor para usinagem de corpo de prova de tração. Este estudo demonstrou que a dureza não é um parâmetro aplicável para controle de desgaste de inserto, entretanto a propriedades de limite máximo à tração e deformação não permitem ser aplicáveis a todas as peças, por exigirem ensaios destrutivos, desta forma o estudo mostra um embasamento para a indústria replicar na prática, de modo a adaptar apenas para variadas geometrias.

Assim, o presente trabalho está dividido da seguinte forma: no Capítulo 1 é apresentada uma breve introdução sobre o assunto a ser abordado, no Capítulo 2 são apresentados o objetivo geral e os objetivos específicos, enquanto o Capítulo 3 se dedica a fundamentação teórica com revisão da literatura especializada nos temas de

forjamento, simulação numérica, aços microligados, resfriamento controlado e usinagem. O Capítulo 4 apresenta a metodologia experimental empregada, e o Capítulo 5 apresenta os principais resultados e as discussões pertinentes e o Capítulo 6 apresenta as conclusões obtidas deste trabalho. Por fim as propostas para trabalhos futuros foram listadas no Capítulo 7.

2. OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é determinar a melhor condição de resfriamento após processo de forjamento a quente do aço DIN 38MnSV6 para aumento da vida útil de insertos no processo de usinagem posterior à conformação mecânica, considerando características metalúrgicas como microestrutura e dureza.

2.1. Objetivos Específicos

Como principais objetivos específicos, citam-se:

- Determinar a(s) propriedades mecânicas como dureza, limite de resistência à tração, deformação e microestrutura(s) formada(s), em função da variação da(s) taxa(s) de resfriamento(s);
- Verificar o desgaste gerado em insertos de usinagem, por meio da comparação das condições de desgaste de cada inserto após usinagem de cada grupo de amostras;
- Correlacionar as propriedades mecânicas e microestrutura com o desgaste obtido nos insertos de usinagem para diferentes taxas de resfriamento.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Forjamento

Um processo de conformação por forjamento é iniciado quando uma peça de geometria simples denominada geratriz, que é plasticamente deformada entre ferramentas para se obter a geometria final desejada. Para que ocorra esta deformação, a superfície da geratriz e das matrizes entram em contato e o atrito entre elas influencia a direção que o material flui. No forjamento, a matéria-prima, geralmente em formato circular, quadrado ou retangular têm uma elevada taxa de deformação aplicada e se utilizam cargas compressivas [SEMIATIN, 2005].

Uma das vantagens dos processos de forjamento é a obtenção de produtos com elevado grau de propriedades mecânicas e baixa desperdício de matéria-prima. Devido às elevadas propriedades mecânicas, permite aplicações em componentes críticos como engrenagens, virabrequins, bielas, etc. Para isso, alguns parâmetros como tipo de prensa/martelo são usados, atrito entre ferramenta e peça, forças de conformação, velocidade das operações de conformação, número de golpes requerido temperatura da matéria-prima e matriz, etc. Para: controle das propriedades do material, alguns parâmetros são importantes como: resistência do material, ductilidade, velocidade de deformação, características de atrito de material, geometria de pré-forjas, geometria da matriz, material da matriz e principalmente as temperaturas de peça/matriz [KAUR *et al*, 2016].

Basicamente, uma dada geometria inicial é modificada em uma ou mais dimensões da condição inicial. Tal alteração pode levar a uma geometria complexa, a qual, por meio do transpasse das gravuras da matriz à peça, ou uma geometria mais simples, onde as matrizes possuem geometria simplificada. Processos de forjamento produzem pouca rebarba e geram uma peça com a geometria final em um curto período, geralmente em um ou poucos golpes de prensa ou martelo. De forma geral, o forjamento é responsável por economizar material e energia, especialmente em lotes médios ou grandes, onde as matrizes podem ter seus custos amortizados [ALTAN *et al*, 2007]. A Figura 3.1 apresenta um sequenciamento de processo de

forjamento de duas etapas onde a imagem 1 da Figura 3.1 mostra o posicionamento ao geratriz na primeira matriz, a imagem 2 da Figura 3.1, a geratriz no final do processo de compressão, a imagem 3 da Figura 3.1, o posicionamento do comprimido na segunda matriz e, por fim, a imagem 4 da Figura 3.1 mostra o produto forjado final.

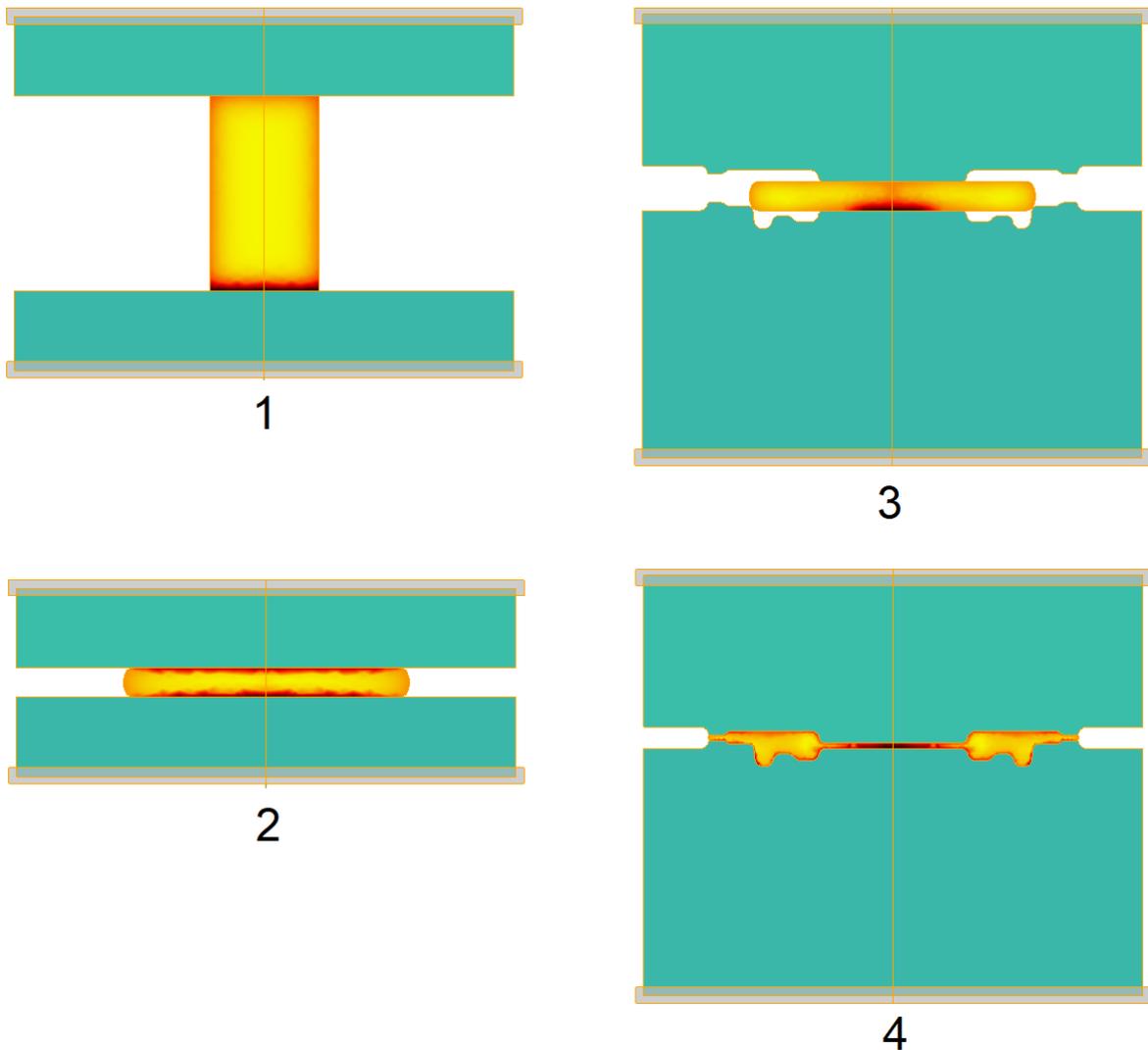


Figura 3.1 - Desenho esquemático ilustrando sequência de forjamento de duas etapas, pré-forja e forja onde (1) Posicionamento da geratriz na ferramenta da operação 1, (2) Resultado operação 1, (3) Posicionamento da pré-forja na ferramenta da operação 2 e (4) Resultado operação 2 [Elaborado pelo Autor].

A ductilidade dos metais nos processos de forjamento a quente é aumentada de forma significativa, permitindo reduções na força de conformação, mas em contrapartida, a precisão geométrica diminui [NAHRMANN, MATZENMILLER, 2021]. Assim, torna-se importante um projeto adequado de pré-forjas com o objetivo de

reduzir as cargas e energias necessárias entre a geometria inicial (circular, quadrada ou retangular) até uma geometria final mais complexa [POLITIS *et al*, 2018].

Em suma, tem-se que o forjamento é a transferência de força/energia ao material a ser deformado. Desta forma, existem tipos específicos de forjamento, como i) martelo de queda livre, caracterizado pela transferência massiva de força do martelo com as matrizes para o material a ser conformado, pela queda livre do martelo; ii) prensa hidráulica, onde o conceito é o mesmo do martelo de queda livre, tendo como variação a confecção da prensa, que desce por um sistema hidráulico; iii) forja horizontal, a qual seu conceito fundamental é de um mecanismo onde dois martelos são puxados, um contra o outro, com forças iguais, deformando o material posicionado no entre elas. Além destes, existem outros equipamentos como prensas mecânicas ou eletromecânicas [MADHANKUMAR *et al*, 2021].

Dentro os tipos de forjamento, é possível classificar também com relação as temperaturas, sendo as possibilidades de forjamento a frio, morno e a quente. O forjamento a frio tem como principal vantagem o elevado grau de precisão dimensional obtido no produto final, combinado à alta produtividade, entretanto apenas alguns aços podem ser forjados a frio, pois uma elevada quantidade de elementos de liga, como cromo, níquel, vanádio, manganês, etc, acaba limitando este método de produção devido ao aumento de resistência mecânica destes aços [HIRSCHVOGEL, DOMMELEN, 1992].

Já para o forjamento a morno, sua principal vantagem se encontra na intersecção de possibilidades entre o forjamento a quente e o forjamento a frio, ou seja, é possível obter praticamente o mesmo grau de tolerância dimensional do forjamento a frio, bem como atingir elevados patamares de conformabilidade do forjamento a quente [HIRSCHVOGEL, DOMMELEN, 1992].

Para o processo de forjamento à quente as vantagens são com relação à maiores graus de conformabilidade, mas vale ressaltar que esta conformabilidade é dependente não apenas da geometria do forjado, ou do material, mas também pelo tipo de equipamento usado no processo, determinando o comportamento do fluxo de material, força de conformação e energia do processo [SEMIATIN, 2005].

Quanto a configuração das matrizes, o forjamento pode ser classificado em forjamento em matriz aberta e em matriz fechada. O forjamento em matriz aberta é definido pelo fluxo do material em forjamento ser perpendicular ao movimento de conformação da prensa. Este processo é utilizado quando [SEMIATIN, 2005]:

- O forjado é muito grande para ser produzido em matriz fechada;
- As propriedades mecânicas não podem ser obtidas por outros processos de forjamento;
- A quantidade de peças a serem produzidas são baixas, não justificando investimento em matriz fechada.

A seguir é apresentada a Figura 3.2 onde observa-se a representação esquemática do forjamento em matriz aberta.

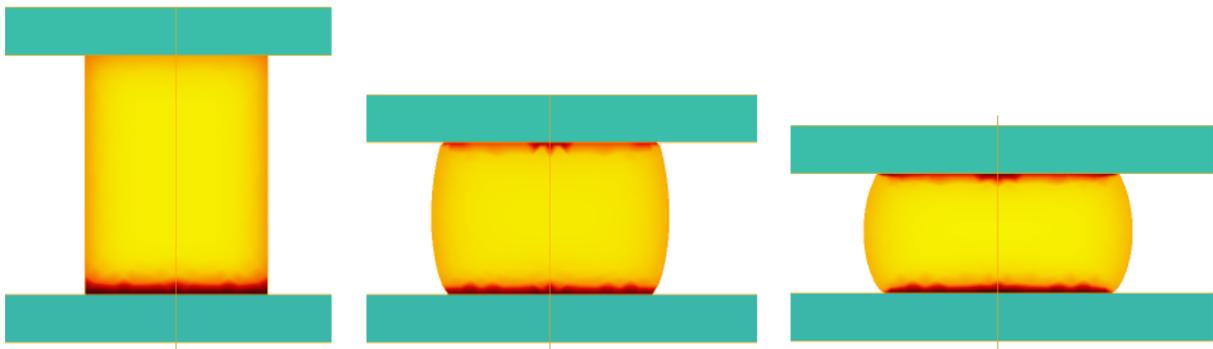


Figura 3.2 - Ilustração do processo de forjamento em matriz aberta [Elaborado pelo Autor].

Outros exemplos de forjamento em matriz aberta são processos de dobra, conforme ilustra a Figura 3.3.

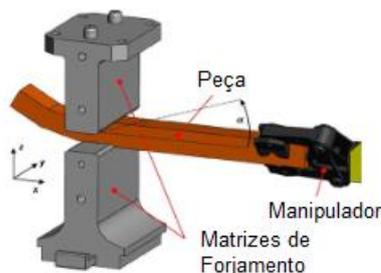


Figura 3.3 - Dobra em matriz aberta [Traduzido de WOLFGARTEN *et al*, 2020].

Dentre os benefícios dos processos de conformação de matriz aberta, é possível citar a facilidade de automatização, controle dos esforços de equipamento, previsibilidade das forças de forjamento necessárias, determinação da geometria após cada etapa do processo de forma fidedigna a realidade, pois também são pouco influenciados por uma enorme quantidade de parâmetros [WOLFGARTEN *et al*, 2020].

Este processo também possibilita a utilização de uma enorme gama de equipamentos, com prensas mecânicas, hidráulicas, por fuso, pois a força de conformação para as peças que se adequam a este tipo de processo, geometrias simples, é menor. Os controles de processos também podem ser otimizados quando utilizadas prensas hidráulicas, como também uma maior precisão da fibragem ou textura (linhas de fluxo durante escoamento do material) dos componentes. Quando bem otimizados, processos de conformação de componentes pesados necessitam de pouco reaquecimento entre conformações e pelas geometrias simplificadas, o processo necessita de forças de forjamento menores [DINDORF, WOS, 2020].

O forjamento em matriz fechada, exemplificado na Figura 3.4, consiste basicamente na atuação do golpe da prensa para deformação da geratriz, em matrizes com a gravura da peça final, sendo que o processo geralmente utiliza poucos golpes para a obtenção da peça final [SEMIATIN, 2005].

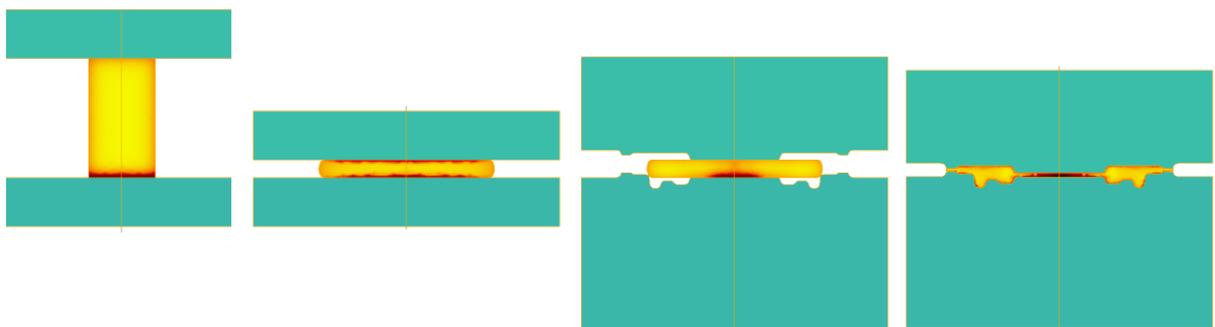


Figura 3.4 - Ilustração do processo de forjamento em matriz fechada [Elaborado pelo Autor].

Por possuir uma geometria mais complexa, o processo de matriz fechada necessita de recursos na gravura da matriz para obtenção do produto tais como raio de boca, sobremetal, rebarba, entre outros, demonstrado na Figura 3.5, além de

processos auxiliares como rebarbação para remover a rebarba da peça, e calibração, para garantir solicitações dimensionais mais restritas [SEMIATIN, 2005].

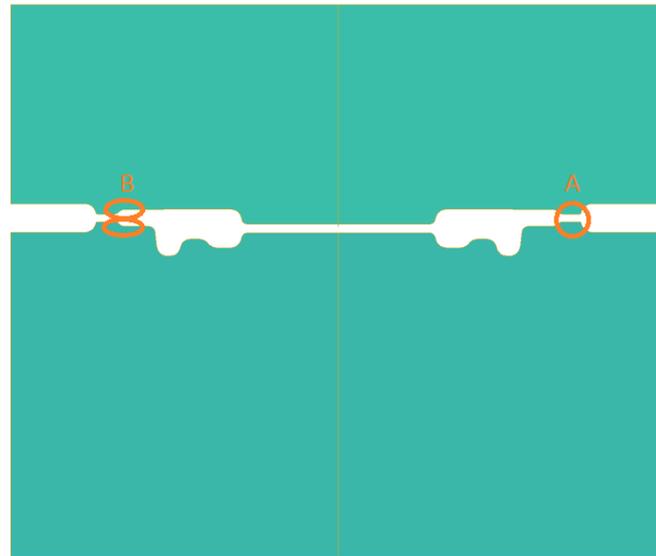


Figura 3.5 - Recursos para forjamento em matriz fechada - A) Rebarba / B) Raios de boca [Elaborado pelo Autor].

Conforme citado anteriormente, o processo de forjamento em matriz aberta necessita de uma força de forjamento menor, pois as deformações são mais simples. Quando se analisa as forças de forjamento necessárias para conformação em matriz fechada, a Figura 3.6 apresenta um bom resumo do impacto da utilização de recursos como largura da rebarba, onde no momento do contato entre a matriz e a geratriz há um patamar de força de conformação, relativamente baixo, entretanto, no momento do contato da geratriz com a rebarba, esta força sofre um auge no gráfico, subindo drasticamente, pois o material precisa deformar o suficiente para preencher a dada cavidade, mas tendo seu movimento natural barrado pela rebarba.

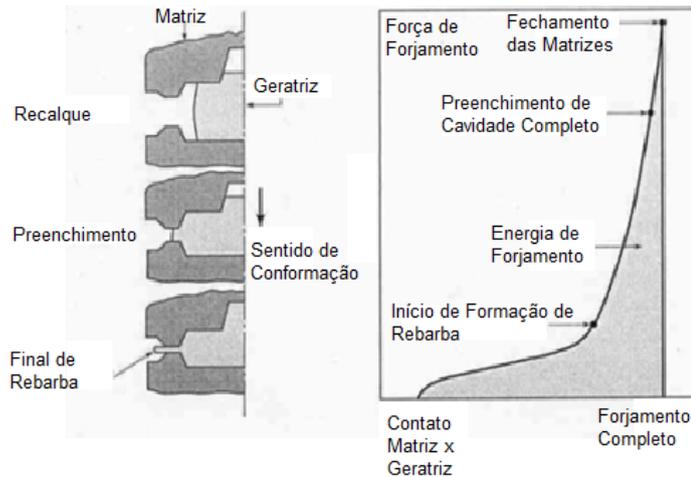


Figura 3.6 - Força de forjamento em matriz fechada com rebarba [Traduzido de PANDYA, GEORGE, 2021].

Ressalta-se que o controle das forças de forjamento depende da qualidade e volume das pré-forjas (operações que antecedem o processo final de forjamento), ou seja, quando a carga está elevada, é possível reduzi-la, otimizando a geometria das operações antecessoras. Quando o processo não tem preenchimento, o bom planejamento da pré-forja também é fundamental. Com isso, tem-se que para processos em matriz fechada os recursos de simulação numérica são fundamentais para estudo de todas as etapas da conformação da geratriz até obtenção da peça forjada [PANDYA, GEORGE, 2021].

Para o forjamento em matriz fechada, a pré-forja é parte fundamental pois é parte chave deste processo, garantindo o preenchimento da peça forjada, com uma quantidade mínima de rebarba, permitindo uma menor força de forjamento, e evitando falhas como dobras do forjado, além de auxiliar no desgaste da matriz de forja. A Figura 3.7 exemplifica um processo de forjamento com pré-forjas [BIBA *et al*, 2020].

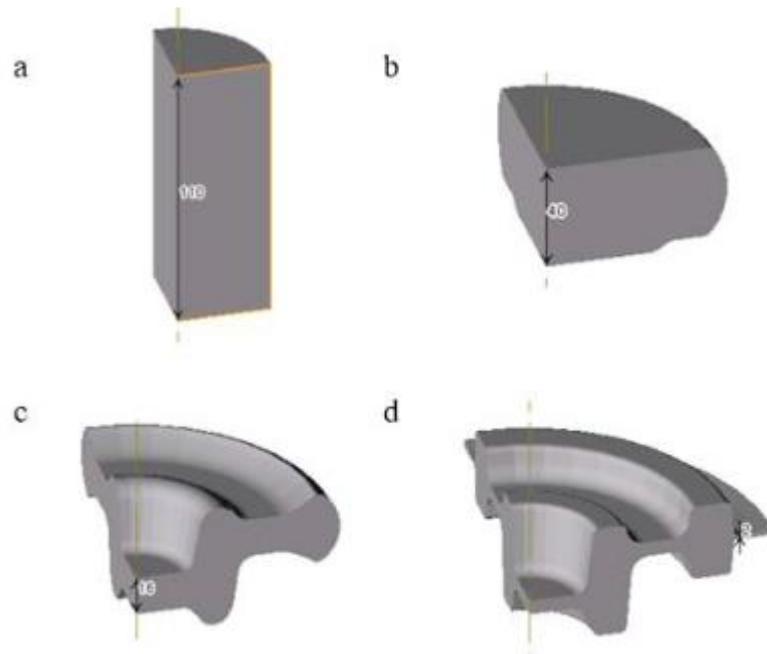


Figura 3.7 - Forjamento em matriz fechada com pré-forjas com (a) geratriz com geometria inicial, (b) recalque simples, (c) pré-forja e (d) forja [BIBA *et al*, 2020].

Apesar de tantos pontos positivos e que possibilitam a obtenção de peças de relativa complexidade, vale ressaltar que os custos de forjado são elevados devido aos aços liga específicos a serem usados como matrizes de forjamento, onde tais elementos modificam a estrutura do material permitindo contornar os três maiores fatores de degradação de matrizes: ciclos de carga mecânica instáveis, intensa carga térmica, e condições de elevada temperatura e pressão. Os mecanismos de falha podem ser divididos nas seguintes categorias: desgaste (abrasivo ou adesivo), oxidação, trincas por fadiga térmica, trincas por fadiga mecânica, e deformação plástica. Por sua vez, os métodos de otimização de durabilidade podem ser classificados em dois grupos: tratamentos superficiais como nitretação, procedimentos híbridos, tratamento mecânico, e revestimentos ou recobrimentos superficiais como CVD – Deposição Química na Fase Vapor, PVD – Deposição Física na Fase Vapor, revestimento duplo, PECVD – Deposição Química na Fase Vapor Assistida por Plasma e TRD – Deposição e Difusão Termo-reativa [EMAMVERDIAN *et al*, 2021].

Dentro do processo de forjamento uma etapa importante é uma metodologia para definição da geometria da peça a ser forjada, sendo importante a aplicação de ângulos na peça, visando a extração da peça da matriz e também para facilitar o fluxo

de material na cavidade da ferramenta, outro ponto que deve ser considerado no forjamento a quente é a contração da peça durante o processo e resfriamento pelo contato peça com a matriz, desta forma é usual a utilização de ângulos entre 2° e 3° [KIM, PARK, 1998].

Com o avanço tecnológico dos computadores e das ferramentas de simulação de processos, o emprego da simulação numérica computacional tornou-se uma realidade no setor produtivo, possibilitando a otimização dos processos e a redução da metodologia de tentativa e erro.

3.2. Simulação Numérica

Uma forma de simular o processo de forjamento é utilizando modelos matemáticos, como os desenvolvidos pelo método dos elementos finitos (MEF), entretanto é necessária uma atenção especial com a escolha de um modelo adequado. O modelo é responsável por representar as características mecânicas, físicas, químicas, estruturais, entre outras, do material sob deformação. E em geral, estes modelos devem levar em conta efeitos térmicos, elásticos, plástico, viscosos, entre outros tantos [NAHRMANN, MATZENMILLER, 2020].

Recordando o conceito do processo de forjamento com matriz aberta, este possibilita a criação de modelos matemáticos para previsibilidade do processo que garantem uma alta precisão, por ser um processo de deformação simples, além de exigirem menos processamento para uma moderada quantidade de cálculos, devido à menor quantidade de equacionamento necessários para resolver tais dinâmicas de deformação [WOLFGARTEN *et al*, 2020].

Desta forma, os softwares de simulação de forjamento têm o objetivo de prover soluções para conformação de volumes de material, auxiliando os usuários na resolução de problemas técnicos como projeto e otimização do processo de forjamento, projeto e manufatura das matrizes. Alguns resultados obtidos por software para relação com processo são as cargas resultantes das etapas, a distribuição das tensões e deformação efetiva, e a distribuição das temperaturas as quais podem

auxiliar no desenvolvimento do processo, bem como correlacionados com os resultados obtidos na prática [HSU *et al*, 2020].

Para isso, inicialmente é importante entender o conceito de malha, que é utilizado nos elementos finitos, que é a representação de geometria para dentro do *software* de simulação numérica, consistindo em quadrados, para 2D e cubos para 3D, dentro deste conceito atualmente os softwares são embutidos com inteligência para malha adaptativa, de forma que a cada etapa da simulação a malha se adapta às regiões mais críticas, tornando os resultados obtidos na simulação mais confiáveis. A Figura 3.8 apresenta as etapas utilizadas pelo *software* para reformulação da malha durante simulação.

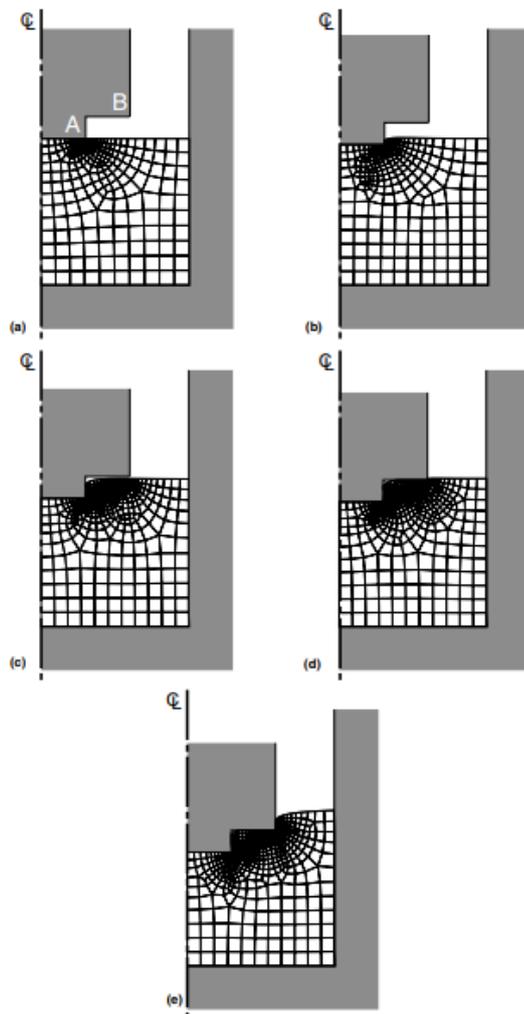


Figura 3.8 - Remalhamento durante etapas da simulação [HARTLEY, PILINGER, 2006]

Outra possível aplicação da simulação numérica é referente ao tratamento térmico, ou resfriamento pós forjamento. Pesquisas vêm sendo feitas para avaliação dos fenômenos que ocorrem durante o resfriamento, entretanto tais pesquisas apresentaram discrepâncias quando as frações volumétricas de martensita e austenita são as dominantes [POLOCZEK *et al*, 2020].

De modo geral, o uso do FEA (*Finite Element Analysis*) são aplicáveis pois provém informações detalhadas por meio de softwares, economizando tempo, esforços e recursos de produção. Também permitem simulação de vários parâmetros como temperatura de peça e matriz, transferência de calor durante deformação, características de tensões e durezas e possibilitam também a análise de microestrutura [KAUR *et al*, 2016].

Kaur *et al* (2016), citam que grande parte das pesquisas realizadas com elementos finitos concentram-se no campo de remoção de defeitos (ações reativas), apesar disso a técnica também se mostra útil na predição de defeitos (ações preventivas) otimização de processos, forças de conformação, etc. Das pesquisas avaliadas por Kaur *et al* (2016), todas validaram a utilização da ferramenta, mas também há aplicações de outras abordagens como variacional, algoritmos genéticos, técnica de redução base, técnica de redistribuição de malha adaptativa, etc. Por meio destes conjuntos de técnicas foram obtidos redução de tempo de produção, redução de *tryout* para produção, eliminação de defeitos, produção de forjados otimizados, otimização na vida útil das ferramentas, etc. [KAUR *et al*, 2016].

De forma geral, nos conceitos de atrito, há dependências não lineares entre o fator de atrito e o aumento das tensões, pois há influência do encruamento do material sendo trabalhado durante as tensões de contato e aumento das forças de atrito oriundas da magnitude dos deslizamentos entre as cristas de contato entre peça e matriz. Desta forma, as pesquisas de Levanov [1996], levaram além de considerar o fator de atrito, necessidade de correção por coeficiente que visa equalizar os fatores supracitados.

Em pesquisas realizadas quanto ao impacto da temperatura na força de conformação e nos parâmetros de deformação, foi visto que a força aplicada é

inversamente proporcional à temperatura da peça conformada, e a temperatura inicial do forjamento influencia o comportamento do fluxo do metal durante a deformação a quente, a tensão e a deformação são influenciadas de forma constante. Para uma geratriz quadrada, foi observado que a maior tensão efetiva é concentrada no centro da peça enquanto as extremidades apresentam menor deformação, concluindo que o processo de deformação não é homogêneo [OBIKO *et al*, 2019].

Outro ponto de destaque do *software* é a possibilidade de gerar sub-rotinas, programadas conforme necessidade do usuário, além do sistema de equacionamento que conta com uma parametrização de malha regenerativa. Com isso o software se mostrou preciso quando comparado ao processo na prática com relação à efeito de recristalização dinâmica, testes elastoplásticos, com relação ao atrito, troca térmica, e a reprodução microestrutural da peça [BANDINI *et al*, 2015]. Processos de simulação exigem um alto poder computacional enquanto exigem um longo período, desta forma a otimização da simulação busca resolver esta demanda, e a parametrização de dupla malha e malha regenerativa aparece como um recurso extremamente eficiente. Este recurso é apresentado na Figura 3.9 [GERASIMOV *et al*, 2016].

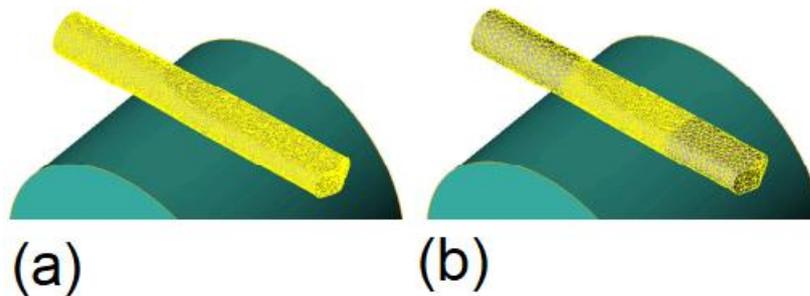


Figura 3.9 - Metodologia de aplicação de malha em geometria (a) Malha supercarregada de nós (b) Malha adaptativa apenas na região de deformação [GERASIMOV *et al*, 2016]

Desta forma, o benefício da malha regenerativa é o balanço entre o tempo de simulação necessário e o resultado obtido, detalhadamente apresentado na Figura 3.10.

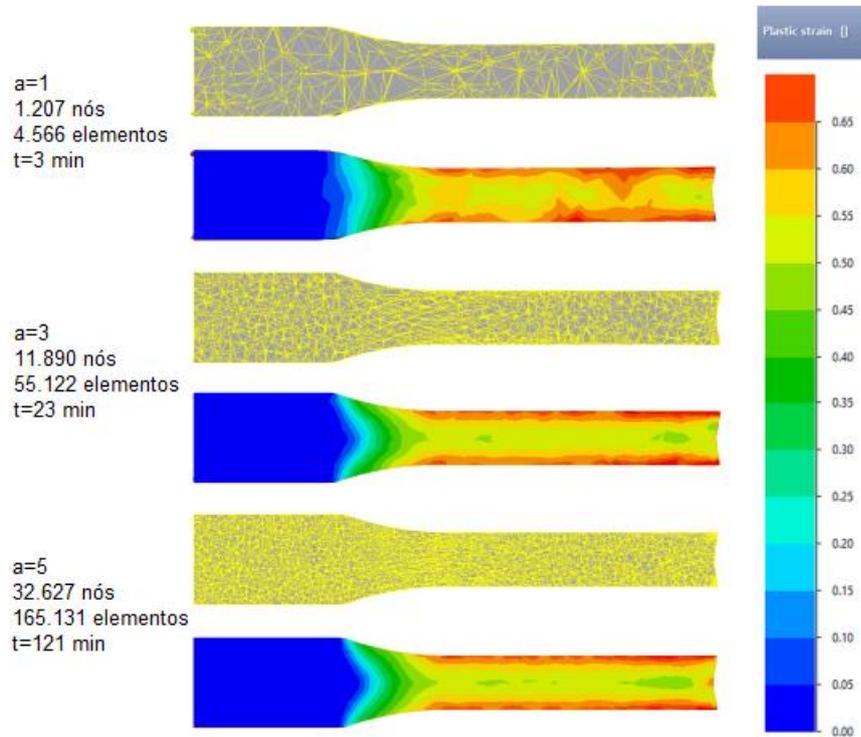


Figura 3.10 - Distribuição da tensão efetiva com diferentes parâmetros de densidade de malha a - Fator de adaptação da malha e t - Tempo de simulação [GERASIMOV et al, 2016]

Atualmente, existe uma razoável quantidade de softwares para simulação de processos térmicos e de conformação, desta forma cada um possui equacionamentos distintos e soluções diferenciais para se destacarem dos concorrentes. O software QForm® carrega uma listagem de artigos detalhando a aplicação de forma satisfatória do software quando comparado aos processos realizados na prática, onde os diferenciais ficaram quanto à possibilidade de análise da intensidade de deformação e da taxa do fluxo de material nas peças conformadas, por meio de gradientes, linhas padronizadas de intensidade de deformação, no produto [SHRAMKO et al, 2009].

3.3. Aços Microligados

Tradicionalmente a indústria metalúrgica forja aços convencionais para manufatura de peças automotivas empregadas ao trem de força e partes dos chassis dos automóveis, entre outros setores industriais. Entretanto, estes materiais forjados a frio ou a quente, para melhorar suas propriedades mecânicas, necessitam de tratamentos térmicos posteriores, tornando seu processamento caro. Uma alternativa encontrada para reduzir esse custo posterior à forja foi agregar precipitados para

aumento de dureza do material, adicionando elementos de liga, em baixa quantidade, na composição química do aço e possibilitando a substituição de equipamentos como fornos e tanques para realização de têmpera posterior à forja, pelo resfriamento controlado, reduzindo então o custo dos processos [SUGIMOTO, HOJO, SRIVASTAVA, 2019].

Aços microligados ou aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são ligas que possuem baixo percentual de elementos de liga em sua composição química, normalmente teores abaixo de 0,15% do elemento de liga. A prática de adição de elementos de liga em baixa quantidade em aços não tratáveis termicamente tem por objetivo o refino de grão, que por sua vez é um mecanismo que resulta no aumento de resistência e na tenacidade do aço. Além disso, esta prática também busca incremento na dureza. Deve-se observar que a adição destes elementos não influencia na rigidez do aço, medida pelo módulo de elasticidade ou módulo de Young [SOUZA, 2006].

Basicamente os aços microligados foram desenvolvidos com o objetivo de ter melhores propriedades mecânicas e maior resistência à corrosão atmosférica quando comparados aos aços ao carbono. Eles foram desenvolvidos para cumprir requisitos de tensão de escoamento acima de 275 MPa. Os meios de otimização das propriedades mecânicas podem ser por refino do tamanho de grão, formação de solução sólida, precipitação de fases endurecedoras, textura e/ou transformação de fases. De todos os meios, o dominante é o contorno de grão, por causa da influência no tamanho de grão poder ser controlada pela composição química e/ou parâmetros de produção [SKOBIR, 2011].

Aços ARBL podem ser termicamente tratáveis. Como exemplo, cita-se o trabalho de Zeng *et al.* (2021) em um aço com 0,1% de vanádio como principal elemento de liga, têmperado à 900 °C e revenido à 690 °C, 710 °C e 730 °C por uma hora, apresentando melhora de aproximadamente 170 MPa, 140 MPa e 100 MPa, quando comparado à mesma liga sem adição de vanádio. Estudos realizados com o aço A517, outro aço de baixo carbono e baixa liga com variados resfriamentos, obtiveram resultados entre 643 MPa e 945 MPa de tensão de escoamento e 986 MPa e 1219 MPa de tensão de ruptura, como descrito por Liang *et al.*, 2021.

Apesar do uso na cadeia automotiva, vale destacar que aços microligados também tem utilização no ramo de construção naval, construção de pontes, comportas para represas, setor de óleo e gás, devido a sua elevada dureza e resistência ao escoamento, resultantes da formação de precipitados e carbeto dos elementos de liga (vanádio, nióbio, titânio, etc), bem como sua boa soldabilidade e resistência a corrosão [LI *et al*, 2019].

Por serem ideais para a realização de tratamentos termomecânicos, eliminando a necessidade de tratamento térmico após conformação, os aços ARBL ou microligados vêm sendo extensamente desenvolvidos nas últimas décadas, além de obter propriedades adequadas a custo mínimo, permitem reduzir significativamente o teor de carbono, resultando em melhorias na soldabilidade e na tenacidade dos aços desta classificação [COLPAERT, 2008].

Estudos também buscaram avaliar a presença de ferrita de *Widmanstätten* em aços microligados, ou seja, quando uma ferrita proeutetóide apresenta uma morfologia em formato de agulhas ou grãos em formato de placas. Em suma, o percentual de ferrita de *Widmanstätten* aumenta em todos os aços conforme é aumentada a taxa de resfriamento. Aços microligados ao nióbio possuem menor faixa de transformação austenítica e maior propensão em formar ferrita de *Widmanstätten*, enquanto a quantidade desta ferrita é reduzida aos aços microligados com titânio, ressaltando que mesmo aos aços ao nióbio, quando obtida austenita refinada, a formação de *Widmanstätten* pode ser evitada [BODNAR, HANSEN, 1994].

Um dos principais problemas encontrados no desenvolvimento de aços microligados diz respeito à dificuldade em prever quantitativamente a diminuição do tamanho de grão efetivo para uma dada composição química e parâmetros de resfriamento. Além disso, se mostra de extrema dificuldade estabelecer quantitativamente o tamanho de grão efetivo com propriedades mecânicas, especialmente a dureza [GALIBOIS *et al*, 1979]. Outra pesquisa ressalta também a formação de inclusões não metálicas, além de fratura dúctil ocorrendo por meio de coalescência de vazios [MAROPOULOS, RIDLEY, 2004].

3.3.1. Aços Microligados Não Tratados Termicamente

Os aços microligados não tratados termicamente não possuem resistência mecânica tão elevadas quanto os termicamente tratáveis, mas a adição de baixos percentuais de elementos de liga tem por objetivo tornar esta família de aços mais resistentes que os aço-carbono [SOUZA, 2006].

Nestes aços, conforme citado anteriormente, um dos meios de aumento de resistência é por meio do refino de grão, e esta melhoria é obtida mediante adição de nióbio (Nb), vanádio (V), titânio (Ti) ou alumínio (Al). Outro meio de se elevar a resistência destes aços é pela precipitação de partículas, carbeto e nitretos formados pelos elementos de liga, precipitados durante o resfriamento a partir do campo austenítico, partindo das temperaturas usuais de forjamento de aços (aproximadamente 1150°C). A confecção de produtos trabalhados a quente no campo austenítico, durante o resfriamento do aço, resulta em uma microestrutura composta por ferrita e perlita [SOUZA, 2006].

Vale ressaltar que para estes materiais existem formas de proceder com o controle das características do produto, algumas delas são mapeamento do processo, em que no trabalho a quente este controle se dá pelo controle dos parâmetros de conformação e resfriamento para controle da evolução microestrutural [LI *et al*, 2019].

Em pesquisas com variação no meio de resfriamento de aços microligados (água, ar, forno e conforme fornecido), altos valores de dureza foram encontrados para o resfriamento ao ar e em água. Tais valores de dureza foram devido a formação de martensita nas amostras resfriadas a água, por conterem alto teor de carbono em solução sólida e grãos refinados, enquanto nas amostras resfriadas ao ar a precipitação foi o meio de endurecimento principal, enquanto a dureza foi menor nas amostras resfriadas em forno devido à taxa de resfriamento menor, gerando grãos mais grosseiros e menor precipitação [DEMIR, 2008].

Apesar destes aços não serem comumente tratados termicamente, existem estudos buscando analisar o impacto de tratamentos térmicos como normalização ou

mesmo duplo processo de normalização e o impacto de tais tratamento nas propriedades mecânicas e microestrutura [SIWIEC *et al*, 2020].

Estudos foram realizados buscando validar propriedades e influência de elementos de liga, mas principalmente do controle de resfriamento após forjamento, para ligas com titânio e nióbio, partindo de corpos de prova aquecidas a 1200°C, encontrando resultados como os apresentados na Tabela 3.1 [DAS *et al*, 2003]:

Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas variando meio de resfriamento aços ARBL [Traduzido de DAS *et al*, 2003]

Amostra	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	% Alongamento
Água	1190	1121	14,96
Ar	926,7	831,7	20,45
Areia Resfriada	832,4	651	15,81

Estudos propõem que a temperatura de saída de forjado para início do resfriamento controlado é de 800 °C, e nestes mesmos estudos, foram utilizados aços ARBL contendo cobre como elemento de liga adicional, com taxas de resfriamento de 35 °C/s, 1,15 °C/s e 0,68°C/s. Na taxa com taxa de resfriamento de 35°C/s foi encontrada estrutura bainítica ferrítica, enquanto a taxa 1,15°C/s a estrutura foi predominantemente bainita e na taxa de resfriamento mais lenta de todas a microestrutura foi bainita granular e ferrita poligonal. A taxa mais severa suprime a precipitação enquanto a densidade de precipitados foi maior na taxa de 1,15 °C/s [GHOSH *et al*, 2002].

3.3.2. Aços Microligados ao Vanádio

Existem quatro categorias nas quais os elementos de liga atuam, sendo elas [SOUZA,2006]:

1. Elementos formadores de carboneto;
2. Elementos não formadores de carboneto;
3. Elementos formadores de carbonitreto;
4. Elementos não formadores de carbonitreto.

Destas categorias, o vanádio se enquadra na primeira e na terceira categoria. A adição de vanádio busca a formação de carboneto e nitreto de vanádio, estáveis até em temperaturas elevadas. A precipitação do carbonitreto começa primeiramente na austenita a partir dos 1100 °C. A precipitação do carbonitreto na ferrita ocorre na faixa entre 500 - 800 °C [SOUZA, 2006]. Estudos conduzidos por Gu *et al* (2014) mostram as microestruturas resultantes dos aços microligados ao vanádio, conforme apresentadas na Figura 3.11.

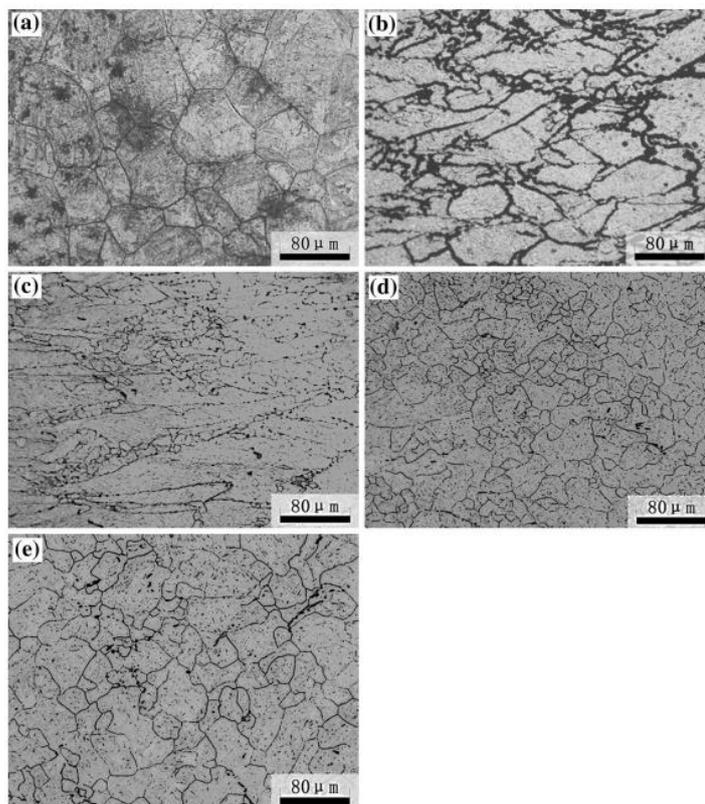


Figura 3.11 - Microestrutura de aços ligados ao vanádio onde (a) sem deformação, (b) temperatura 850 °C e velocidade de conformação 0,01/s, (c) temperatura 850 °C/s e velocidade de conformação 0,1/s, (d) temperatura 1.050 °C e velocidade de conformação 0,1/s e (e) temperatura 1.200 °C e velocidade de conformação 0,1/s [GU *et al*, 2014]

A Figura 3.11 (a) apresenta a microestrutura no núcleo da amostra, sem nenhuma deformação, já as Figuras 3.11 (b) e 3.11 (c) apresentam uma microestrutura composta por grãos alongados, onde há bandas de deformação que aumentam regiões de nucleação de recristalização nos grãos austeníticos, indicando que uma recristalização dinâmica ocorre em baixas temperaturas durante

deformação. Já as Figuras 3.11 (d) e 3.11 (e) apresentam uma recristalização dinâmica à altas temperaturas, desta forma a recristalização dinâmica do tamanho de grão aumenta conforme a temperatura é aumentada e reduz com a taxa de deformação [GU *et al*, 2014].

A principal influência do vanádio na microestrutura é a formação de carbeto na forma de pequenas partículas, mas de elevada dureza. Ligado em 2% de massa de cromo e 1% de massa de vanádio, a presença de carbeto de vanádio (VC) produz um tamanho de grão no aço menor de 40 μm . De toda forma, a presença de carbeto de outros elementos, não vanádio, ou carbonitreto de vanádio diferentes de VC pode causar a redução nas propriedades mecânicas. 1 % de massa de vanádio garante a otimização das propriedades como maior dureza, elevada resistência ao impacto e elevada resistência à abrasão [PHAM *et al*, 2018].

No processo de forjamento, a precipitação do carbonitreto de vanádio, responsável pelo endurecimento do material, é dada durante a etapa de resfriamento, ficando o carbonitreto de vanádio em solução durante o processo de forjamento a quente para aços médio carbono [SOUZA, 2006]. O comportamento da precipitação de carbeto ricos em vanádio durante o processo de austenitização influencia o refinamento do tamanho de grão. Carbeto nanoscópicos de vanádio e titânio são principalmente precipitados durante o processo de reaquecimento e inibem o crescimento austenítico de forma efetiva [YANG *et al*, 2013].

Em suma, a formação de carbeto explica o aumento das propriedades mecânicas dos aços microligados com vanádio. A variação das frações volumétricas, a presença de fases individuais e o tamanho de grão são controladas pelos parâmetros de temperatura de forjamento, percentual de deformação e taxa de resfriamento. Taxas de resfriamento mais lentas formam estruturas ferríticas perlíticas com grãos grosseiros, taxas de resfriamento ideais formam estruturas ferríticas perlíticas com grãos finos e taxas de resfriamento elevadas formam microconstituintes e fases duras, como bainita e martensita, respectivamente [EQUBAL *et al*, 2018].

Experimentos realizados em aços microligados ao vanádio mostraram que a adição de 0,13% em massa do elemento é suficiente para alterar o diagrama CCT

(diagrama TTT - tempo-temperatura-transformação em resfriamento contínuo), deslocando as temperaturas Ac_1 e Ac_3 e a taxa crítica de resfriamento para transformação de fases. Enquanto Ac_1 e Ac_3 aumentaram em aproximadamente 30 °C, já a taxa de resfriamento para obtenção de uma microestrutura com pelo menos 90% de bainita foi alterada de 0,83 à 1,48 °C/s e para 0,43 à 1,82 °C/s. Outra influência marcante do vanádio como elemento de liga é a melhora das propriedades mecânicas em taxas de resfriamento entre aproximadamente 0,1 °C/s e 2 °C/s [WANG *et al*, 2020].

A transformação de austenita para ferrita pôde ser determinada em 793,9°C na Ac_3 e 716,3°C para Ac_1 , valendo citar que a temperatura de austenitização, em experimentos, se mostraram sem efeito nas transformações. Entretanto, a temperatura de austenitização afetou a transformação ferrítica, de forma decrescente, permitindo uma maior formação de perlita [ERÇAYHAN, SAKLAKOGLU, 2021].

Ainda com relação à microestrutura obtida nos microligados ao vanádio, a presença de 0,16% deste elemento promove uma fração elevada de ferrita proeutetóide, aproximadamente 39%, a qual forma uma rede de descontinuidade ao longo do contorno de grão austenítico. O aço 38MnVS6 apresenta uma menor fração de ferrita proeutetóide, aproximadamente 7%, e também uma distribuição homogênea de carbeto de vanádio ou partículas de carbonitretos, precipitando na forma de colônias ao longo da ferrita e nos contornos de grão ferríticos perlíticos [HOLAPPA *et al*, 2001].

Um dos pontos de destaque nos aços microligados ao vanádio e resfriados ao ar diz respeito à elevada quantidade de ferrita, aproximadamente 75%, sendo gerada por dois mecanismos diferentes, sendo o primeiro uma ferrita retida e outra uma ferrita transformada. A ferrita transformada diz respeito ao produto de uma transformação eutetóide contínua da austenita durante um resfriamento mais lento, partindo do campo da fase $\alpha - \gamma$, tendo então o nome de ferrita transformada. Uma informação importante é que a quantidade de ferrita retida é idêntica para meio de resfriamento ao ar ou com óleos [BANGARU, SACHDEV, 1982].

Os elementos nióbio, vanádio e titânio suprimem a recristalização austenítica e refinam a microestrutura e aumentam simultaneamente a resistência do aço por meio do endurecimento por precipitação. Destes três elementos vale ressaltar que o vanádio é o que menos contribui para a melhoria das propriedades mecânicas por meio do resfriamento controlado. A adição de 0,05% de vanádio contribui com um aumento de apenas 20 MPa, mas aumenta significativamente a dureza do material [TAMEHIRO *et al*, 1985].

Dos meios de resfriamento, podem ser considerados água, ar e óleos. Para os aços microligados ao vanádio resfriados ao ar apresentaram microestrutura contendo ferrita retida, ferrita e bainita e um pequeno percentual de austenita retida. Por meio da utilização de óleos de têmpera resultou em microestruturas de ferrita martensítica e um pequeno percentual de austenita retida [BANGARU, SACHDEV, 1982].

Considerando efeitos dos meios de resfriamento e o comportamento da precipitação, estudos mostram que conforme menor a taxa de resfriamento, um aumento das partículas ocorre, causando uma redução no número de partículas por unidade de área, implicando em taxas de resfriamento baixas, como 0,56 °C/s, tendo então uma maior quantidade de precipitados como também uma menor quantidade de partículas intersticiais, resultando em menor dureza [GÜNDÜZ, COCHRANE, 2005].

3.4. Resfriamento Controlado

Visando evitar trincas, fases duras, ou efeitos negativos na microestrutura do material, ou ainda com o objetivo de produzir uma microestrutura ou propriedades mecânicas desejadas, algumas ligas podem passar pelo processo de resfriamento controlado, que é basicamente reduzir a temperatura elevada do produto de uma maneira pré-determinada como por exemplo por meio do controle do ar com ventiladores, banhos em fluídos ou aspersão por spray [ASM, V.4, 1995].

Um dos principais focos da indústria é a redução de custos de processos. Com este objetivo os aços de baixa liga tiveram uma oportunidade de desenvolvimento, pois estes materiais exigem processos termomecânicos mais simples, consistindo na

aplicação de um resfriamento controlado seguido ao processo de conformação a quente, eliminando desta forma pós-processos como têmpera e revenimento. Na Figura 3.12 pode-se ver este ganho em função dos processos pelo tempo [SEMIATIN, 2005].

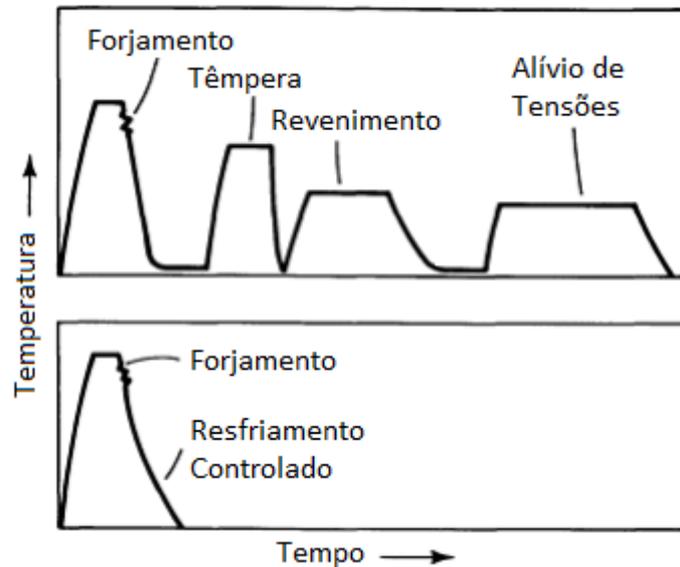


Figura 3.12 - Gráfico temperatura x tempo representando processos de resfriamento após forjamento a qual a figura superior exemplifica aços termicamente tratáveis e a figura inferior exemplifica o controle após forjamento de aços microligados [Adaptado de SEMIATIN, 2005].

Estudos relacionados ao processo de resfriamento controlado mostraram que para um determinado aço baixa liga e baixo carbono que em taxas entre 100 à 450 K/s houve transformação principalmente de estrutura bainítica com inclusões martensíticas e conforme era aumentada a taxa de resfriamento o tamanho da bainita reduzia e a fração volumétrica e tamanho das inclusões martensíticas aumentavam. Outro ponto observado foi que a estrutura formada pelo resfriamento controlado mantinha uma estrutura hereditária mesmo após as operações de tratamento térmico subsequentes, sendo observável, pois a textura obtida após resfriamento controlado era a mesma obtida após tratamento térmico envolvendo duas trocas de microestrutura $\alpha_{TMCP} \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_{HT}$ [LOBANOC *et al*, 2019].

Análises relacionadas ao comportamento dos aços com baixo carbono e baixa liga por diferentes taxas de resfriamento mostraram que o material formou estrutura granular e bainita granular. Estrutura granular consiste em uma matriz massiva de

ferrita com martensita e austenita randomicamente distribuídas na matriz. Ambos os casos continham predominantemente elevados ângulos de contorno [LIANG *et al*, 2021].

A adição de elementos de liga em baixa quantidade nos aços, associadas ao controle no resfriamento permitem parâmetros aos quais é possível evitar a formação de perlita ou martensita. Foi observado também que aços microligados com vanádio e associados a resfriamento controlado ao ar permitiram durezas mais elevadas [PANT *et al*, 2020]. Também foram observadas que a adição de silício juntamente à adição de vanádio influencia significativamente a microestrutura e a dureza dos aços. O elemento silício, em torno de 1,3% aprimora o volume de ferrita proeutetóide de 7% para 41%, aprimoramento principalmente explicado pelo tamanho de grão austenítico menor, atribuído aos carbonitretos de vanádio não dissolvidos durante austenitização [OLLILAINEN *et al*, 2003].

Pesquisas aplicadas à análise de comportamento do Vanádio em aços com resfriamento controlado, após deformação à quente indicaram um aumento na fração volumétrica da perlita às custas da ferrita, além de precipitados de carbonitretos e carbeto de vanádio mais finos. Os mesmos estudos mostraram que para taxas de resfriamento de aproximadamente 5°C/s com percentual de vanádio em 0,15% e para taxa de aproximadamente 2 °C/s com percentual de vanádio em 0,28% são taxas críticas para formação de ferrita acicular [HUI *et al*, 2016].

De mesma forma, ferrita acicular pôde ser encontrada com taxas de resfriamento acima de 1,0 °C/s em aços ligados ao vanádio, sendo encontrada acompanhada de ferrita poligonal. Perlita e bainita foram encontradas com taxas em torno de 4,0 °C/s e ferrita poligonal, bainita e martensita com taxas de resfriamento entre 10°C/s e 20 °C/s. Conforme foram obtidos aumento no tamanho de grão austenítico de 6 para 21 µm, a fração de ferrita poligonal reduziu consideravelmente [AZGHANDI *et al*, 2015].

3.5. Usinagem

Muitos estudos são realizados no âmbito da usinagem, visando analisar a influência de parâmetros como avanço, velocidade de corte, profundidade de corte, diferentes ferramentas cerâmicas, recobertas, bem como usinagem de metais com diferentes durezas e microestruturas, investigando os resultados como rugosidade, formato do cavaco. Porém, ainda há relativamente pouco material de pesquisa sobre usinabilidade de aços microligados [PANDA *et al*, 2019].

A forma mais básica de detecção de irregularidades nos processos de usinagem é por meio da avaliação de rugosidade de uma superfície, onde há um aumento proporcional da rugosidade com relação ao avanço por rotação. Contudo, há pouca redução da rugosidade com o aumento da velocidade de corte. Conforme artigo apresentado por Sarikaya *et al* (2021), outra forma de avaliação é pela dureza, mas vale ressaltar que a dureza decresce da superfície para o interior. Porém, existe um efeito de encruamento na usinagem que eleva a dureza superficial por onde a ferramenta passa. Desta forma, a dureza superficial e subsuperficial tem uma importante responsabilidade da resistência ao desgaste e vida em fadiga da ferramenta durante o processo de usinagem [SARIKAYA *et al*, 2021].

Outros controles podem ser empregados durante o processo, como aplicação de termocâmeras para avaliação das temperaturas do processo, a análise por microscopia da ferramenta para análise de desgaste e avaliação topológica 3D da peça são opções aplicáveis para avaliação do processo [YILDIRIM *et al*, 2020].

Desta forma, a partir dos métodos de análise, é importante entender os meios de desgaste, sendo o desgaste abrasivo um dos principais. Este mecanismo de desgaste consiste em particulados da ferramenta e frações endurecidas da peça arrancados, sendo pressionados entre a ferramenta e a peça em um movimento tangencial, desgastando então a ferramenta. Um dos meios deste desgaste também é devido ao cavado endurecido pelo trabalho da ferramenta na peça em um passe anterior, formando o efeito conhecido como aresta postiça [SARIKAYA *et al*, 2021].

Outros mecanismos de desgaste incluem desgaste adesivo, formado por uma solda fria durante o passe de usinagem, basicamente partículas do material aderem à ferramenta enquanto a mesma corta a peça. Outro mecanismo comum na usinagem

é o desgaste por difusão, causado pelas altas temperaturas, permitindo que átomos migrem de uma região de alta concentração para uma região de baixa concentração, proporciona a adsorção entre peça e ferramenta. Mais um mecanismo conhecido é o desgaste químico/oxidação gerado pela reação química dos elementos de usinagem como ar ambiente e material da peça, especialmente quando as temperaturas do processo estão elevadas. Por fim, tem-se a deformação plástica, que não é uma forma direta de desgaste, entretanto é um comportamento do material que gera uma degradação das propriedades da ferramenta aumentando a possibilidade de gerar os outros mecanismos de desgaste, a deformação plástica é causada pelas forças e tensões durante o processo de usinagem a elevadas temperaturas deformando especificamente o fio da ferramenta [SERIKAYA *et al*, 2021].

Existem meios para aumentar a vida útil; a utilização de nanofluidos tem melhorado o rendimento de ferramentas para usinagem quando comparados a testes de usinagem a seco, resfriado por ar comprimido ou com refrigerantes solúveis em água. Entretanto, é fundamental entender o meio de desgaste do inserto para então atuar no meio de lubrificação do sistema [DAS *et al*, 2020].

O processo de usinagem possui parâmetros que podem ser correlacionados como por exemplo, conforme é aumentado o avanço, a força também aumenta, da mesma forma, uma redução na velocidade de corte, a força de usinagem aumenta, devido ao fato de que o plano de cisalhamento aumenta, requerendo então maiores forças para realização do processo, além de que em baixas velocidades de corte o cavaco permanece mais tempo em contato da ferramenta, aumentando o comprimento de contato, o que gera um maior fator de atrito e impactando então nas forças de usinagem [PALANISAMY *et al*, 2018].

3.5.1. Usinagem de Aços Microligados

Das principais variáveis a se levar em conta, tem-se que a rugosidade resultante da usinagem dos aços microligados é principalmente afetada pelo avanço e velocidade de corte. Quando a análise é feita no inserto, o desgaste da aresta é principalmente afetado pela velocidade de corte. Desta forma, quanto maiores as velocidades de corte, maior o desgaste da ferramenta e, por sua vez, pior a rugosidade

do componente usinado. Os mecanismos de desgaste da ferramenta para baixas rotações é a abrasão, já para altas rotações são também a abrasão, mais adesão e deformações plásticas [PANDA *et al*, 2019].

Estudo do cavaco e comprimento de contato do cavaco com a ferramenta, referente a usinagem de aços microligados com matriz ferrítica-perlítica, mostram que o cavaco deste material é regular, com fraturas massivas e largas camadas de cisalhamento, além de finas sob variados parâmetros de corte. Em comparação à aços temperados, os desgastes por cavitação na face de corte e a transferência de calor para ferramenta foram menores em aços microligados. Estes resultados são obtidos nos aços microligados pela baixa espessura do cavaco formado na usinagem deste material, onde na zona de deformação primária foi fortemente deformada e depois formando cavaco descontínuo, em forma de espirais [EBRAHIMI, MOSHKAR, 2009].

Em relação às análises referente a usinabilidade, as forças de corte em peças resfriadas ao ar, em forno e conforme fornecidas, apresentaram resultados similares, indiferente às velocidades de corte empregadas e microestrutura do material. Todavia as forças de corte obtidas nas amostras resfriadas em água foram significativamente maiores conforme aumento das velocidades de corte. Diferente da força de corte, as rugosidades das amostras de todos os meios de resfriamento foram fortemente influenciadas pela velocidade de corte. Os valores de rugosidade nas condições fornecida, resfriadas em forno e resfriadas ao ar tiveram resultados próximos, características atribuídas aos valores semelhantes de dureza, tais resultados podem ser verificados na Figura 3.13 [DEMIR, 2008].

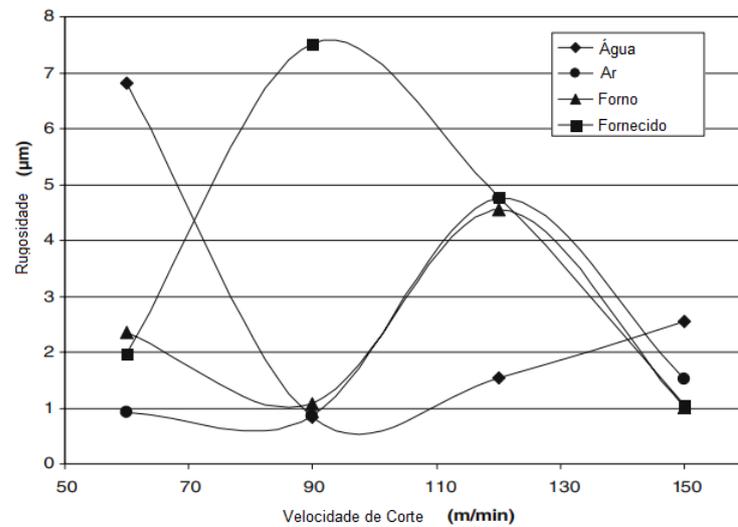


Figura 3.13 - Rugosidade por velocidade de corte em aço microligado [Traduzido de DEMIR, 2008]

Testes seguindo a norma de usinagem da Volvo (FSA) para fresamento apresentaram resultados que, em patamares de dureza menor, os aços microligados alcançaram uma usinabilidade maior que aços CrMo temperados e revenidos. Em faixas de durezas maiores, os materiais acabaram se equivalendo, sendo tais resultados apresentados na Figura 3.14 [OLLILAINEN, HURMOLA, PÖNTNEN, 1984].

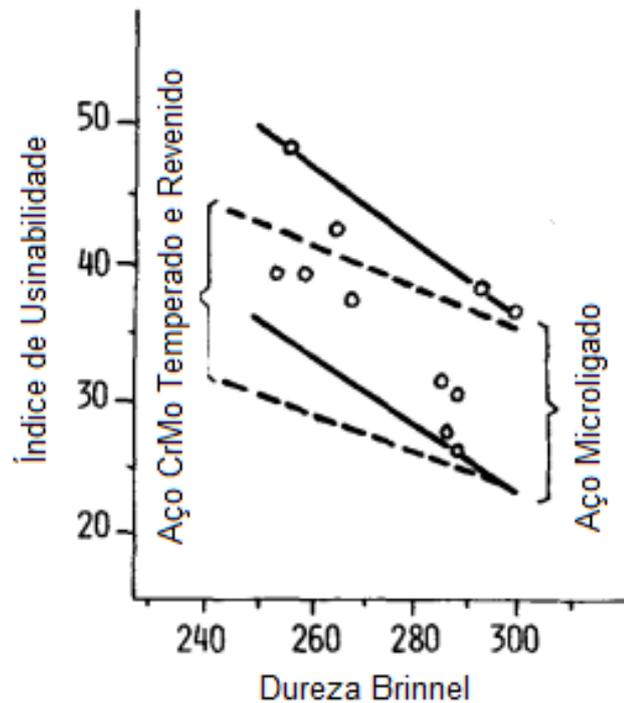


Figura 3.14 – Relação da usinabilidade com a dureza Brinell [Traduzido de OLLILAINEN, HURMOLA, PÖNTNEN, 1984]

Por meio do conhecimento de formação de cavaco com relação à primeira e segunda zona de deformação, estudos apresentam que para aços ARBL apresentam um cavaco com perfil serrilhado, com bandas de cisalhamento adiabático na região primária e camadas brancas na região secundária de deformação foram encontradas. Nestas camadas brancas, por meio de análise de difração por Raio X, foram indicadas martensita não difusional. E devido à rotação do subgrão, nas regiões de deformação primária e secundária houve recristalização dinâmica [DUAN, WANG, 2005].

Estudos realizados com insertos com revestimento cerâmico comprovaram que a rugosidade dos aços ARBL são altamente dependentes dos parâmetros de avanço da ferramenta, quanto maior o avanço maior a rugosidade, seguido de velocidade de corte, mas com um impacto bem menor e inversamente proporcional. Em contrapartida, o parâmetro de velocidade de corte é o principal fator quanto ao desgaste da ferramenta, enquanto o avanço da ferramenta contribui para o desgaste, mas de forma menos impactante. No estudo foi detectado que apesar do desgaste da ferramenta ser um importante aspecto, por influenciar diretamente a qualidade da peça usinada, em insertos com desgaste VB em torno de 0,3 mm, a rugosidade da peça usinada ainda estava na faixa de 1,6 μm . Ainda na análise do desgaste das ferramentas com revestimento cerâmico, foi visto que o principal mecanismo de desgaste foi a abrasão, quando utilizados baixos valores de velocidade de corte a altas velocidades de corte os meios de desgaste foram abrasão, adesão e deformação plástica [PANDA *et al*, 2018].

Ainda, nos estudos de ferramentas com revestimento cerâmico foram obtidos resultados satisfatórios para modelos lineares quanto a previsibilidade da usinagem, relacionando os parâmetros de profundidade de corte, avanço da ferramenta e velocidade de corte. Corroborando com as demais pesquisas, novamente o parâmetro de avanço da ferramenta é o principal parâmetro quando se objetiva uma maior rugosidade. Foi observado que uma faixa de 1,25 a 2,5 μm foram obtidas mediante a combinação de velocidade de corte na faixa de 180 à 270 m/min, avanço da ferramenta na faixa de 0,12 à 0,24 mm/rot e profundidade de corte entre 0,4 e 0,8 mm [AZAM *et al*, 2015].

Assim, o Capítulo 4 apresenta a metodologia utilizada neste trabalho para investigar o desgaste de inserto utilizado na usinagem do aço DIN 38MnSV6 após processo de forjamento a quente e diferentes condições de resfriamento.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Com base no referencial bibliográfico e buscando atingir os objetivos propostos, foram executadas as atividades segundo o fluxograma apresentado na Figura 4.1.

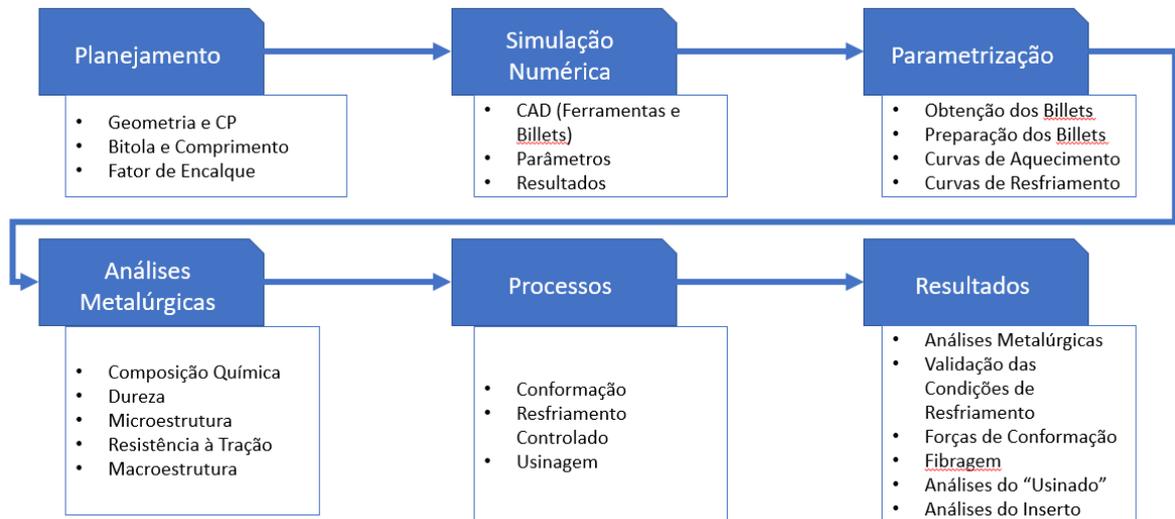


Figura 4.1 - Fluxograma resumido da metodologia proposta [Elaborado pelo Autor].

Vale ressaltar que aqui estão apresentados os dados utilizados de forma sequencial, mas a aplicação dos cálculos analíticos alimenta as simulações, que por sua vez corrigem os cálculos, voltando a novas simulações em um ciclo de retroalimentação, até a aprovação.

4.1. Cálculos Analíticos

Como desafio inicial do trabalho, teve-se a determinação de uma geometria para o corpo de prova a ser usinado, de forma que o inserto sofresse o máximo de desgaste, com o mínimo de material removido, visando a economia de amostras. Desta forma, optou-se pela utilização de um processo de torneamento na usinagem,

sendo então necessária uma peça axissimétrica. Além disso, a geometria necessitou ser otimizada de forma a ser conformada em uma máquina universal de ensaios com capacidade de 300 kN, e partir de uma geratriz com \varnothing 36,51 mm. O comprimento da geratriz foi definido partindo da iteração entre os cálculos numéricos e os cálculos analíticos, chegando então a um resultado de 160 mm, considerado ideal.

A partir do diâmetro (d) e com o comprimento (l), foi possível obter o fator de encaixe (f), mediante a Equação (4.1):

$$f = \frac{l}{d} \quad (4.11)$$

resultando em um fator de 4,38. Entretanto, a bibliografia estabelece um fator ideal de no máximo 3. Visando respeitar este fator, foram estabelecidos apoios para encaixe, com ângulo de extração, reduzindo o comprimento de encaixe efetivo de 160 mm para 100 mm, sendo os outros 60 mm enclausurados nas ferramentas, chegando então em um fator de encaixe de 2,73, e resultando na geometria apresentada na Figura 4.2.

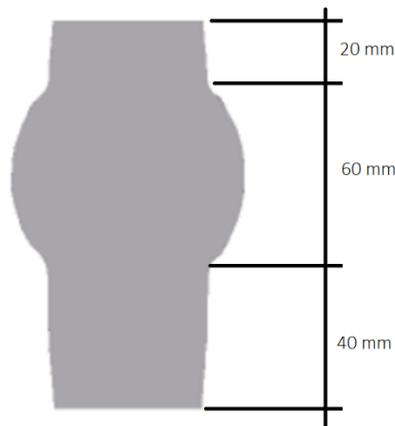


Figura 4.2 - Geometria do corpo de prova após processo de conformação [Elaborado pelo Autor].

4.2. Simulação Numérica

Com base na geratriz de \varnothing 36,51 x 160 mm, com coeficiente de dilatação, a primeira simulação, realizada no software QForm UK ®, foi para aquecimento da

geratriz do aço 38MnVS6. Para isso foi definido um ambiente controlado para simulação com temperatura de 1225 °C, emissividade de 0,6 e coeficiente de transferência de calor de 5 W/(m²·K) por 1680 s, visando simular o aquecimento e o encharque ocorridos na prática em um forno de resistência, detalhado no Subcapítulo 4.4. Após o tempo de aquecimento, foram considerados 8 s de movimentação do forno até a prensa, e mais 1 s de posicionamento da peça na matriz inferior e início de ciclo da prensa. Foram modeladas as matrizes inferior e superior, conforme apresentadas na Figura 4.3.

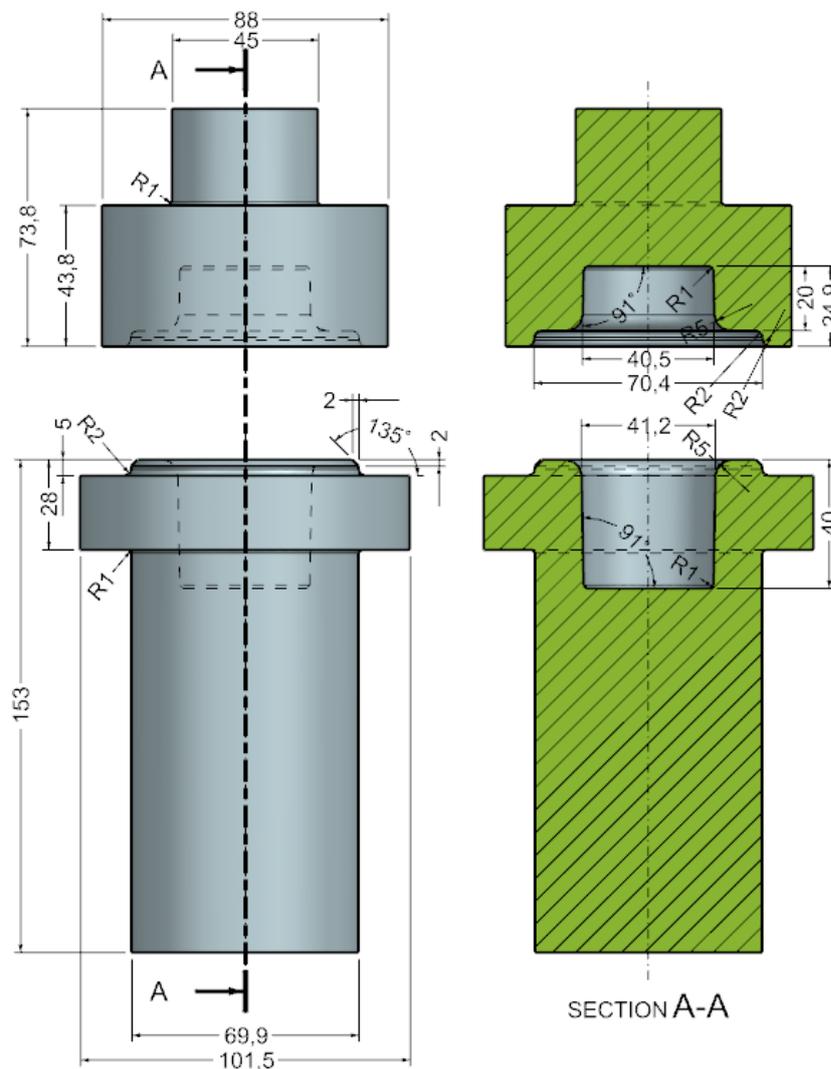


Figura 4.3 - Geometria da matriz de conformação [Elaborado pelo Autor].

Partindo dos resultados da simulação de aquecimento, e com as matrizes modeladas, foi iniciada a simulação do processo de forjamento. Utilizando o software QForm UK® foram utilizados os parâmetros apresentados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Parâmetros da simulação [Elaborado pelo Autor].

Operação	
Quantidade de Operações:	2
Tipo de Operação:	Conformação Geral
Parâmetros Adicionais:	Com Processo Térmico
Tipo de Problema:	2D Axissimétrico
Parâmetros da Geratriz	
Material:	Aço DIN 38MnVS6
Temperatura:	Resultante
Parâmetros de Ferramenta	
Lubrificante:	Sem Lubrificante
Material da Matriz:	Aço AISI 4140
Temperatura:	20°C
Deformação Acoplada:	Sim
Transferência de Calor para Peça:	Sim
Conformação	
Ferramenta 1	Shimadzu
Ferramenta 2	Eixo Fixo +OZ
Distância entre Ferramentas:	40 mm
Temperatura Ambiente:	20°C
Fixação das Ferramentas:	Mesa
Resfriamento ao Ar:	8 s
Resfriamento na Ferramenta:	1 s

Conforme o item “Material” especificado na Tabela 4.1, foi simulado o aço DIN 38MnVS6, com composição química apresentada na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 - Composição química normatizada considerada na simulação conforme banco de dados do *software* [QForm UK ®].

Elemento	mín. (% em massa)	máx. (% em massa)
C	0,34	0,41
Si	0,15	0,8
Mn	1,2	1,6
P	-	0,025
Si	0,02	0,06
N	0,01	0,02
Cr	-	0,3
Mo	-	0,08
V	0,08	0,2

Além disso, foi utilizado para este material a condutividade térmica de 26,8 W/(m·K) e calor específico de 620 J/(kg·K). A densidade foi estabelecida respeitando a variação de 0°C sendo 7850 kg/m³ e 1300°C sendo 7362 kg/m³. Por fim, a variação da tensão pela deformação para patamares de temperatura foi definida por meio da Equação 4.2, sendo todos estes parâmetros oriundos do banco de dados do software QForm UK® para o material estudado:

$$\sigma = A \cdot e^{m_1 \cdot T} \cdot T^{m_9} \cdot \varepsilon^{m_2} \cdot e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \cdot (1 + \varepsilon)^{m_5} \cdot T \cdot e^{m_7 \cdot \varepsilon} \cdot \varepsilon^{m_3} \cdot \varepsilon^{m_8} \cdot T \quad (4.2)$$

onde as constantes são “m” e a tensão de escoamento do material “A” (MPa), mostradas na Figura 4.4, também obtidas por meio do banco de dados do *software*.

A [MPa]	4241.14		
<input checked="" type="checkbox"/> m1	-0.00295	<input checked="" type="checkbox"/> m2	0.38339
<input checked="" type="checkbox"/> m3	0	<input checked="" type="checkbox"/> m4	0.00027
<input checked="" type="checkbox"/> m5	-0.00052	<input checked="" type="checkbox"/> m7	-0.48576
<input checked="" type="checkbox"/> m8	0.000143	<input checked="" type="checkbox"/> m9	0

Figura 4.4 - Valores das constantes da simulação [QForm UK ®].

As variáveis tensão (σ), velocidade de deformação (e) e temperatura (T), são exibidas na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 - Variáveis da simulação [QForm UK ®].

Parâmetro	Símbolo	Unidade	Mín.	Máx.
Tensão	σ	-	0,04	1,25
Velocidade de Deformação	e	1/s	0,001	500
Temperatura	T	°C	800	1300

Estes valores valem quando estabelecido sem lubrificação, utilizando a lei de Levanov [QForm UK ®] com fator de fricção de 0,8, coeficiente de Levanov de 1,25, coeficiente de transferência de calor de 50.000 W/m²·K e coeficiente de pausa de 0,05. Ressaltando que os dados apresentados na Tabela 4.2, 4.3 e 4.4, além da Figura 4.4 foram obtidos por meio da base de dados do software QForm UK ®.

Para matriz, os parâmetros considerados do material aço AISI 4140 foram coeficiente de Poisson de 0,29, tensão de escoamento de 1020 MPa. Os parâmetros que são afetados pela variação de temperatura, como módulo de Young, densidade, condutividade térmica e calor específico são apresentados na tabela 4.4, estes dados foram obtidos no banco de dados do software QForm UK ® versão 10.3.

Tabela 4.4 - Parâmetros com variação pela temperatura [Adaptado de QForm UK ®].

Temperatura (°C)	Módulo de Young (MPa)
20	210000
100	205000
500	165000

Temperatura (°C)	Densidade (kg/m ³)
20	7716
100	7692
200	7660
800	7459

Temperatura (°C)	Condutividade Térmica (W/(m·K))
20	36
300	43
600	45
900	46

Temperatura (°C)	Calor Específico (J/(kg·K))
20	375
200	551
500	630
700	975
800	793
1200	663

Com a aprovação via simulação numérica da geometria das ferramentas, as mesmas foram confeccionadas conforme Figura 4.5.

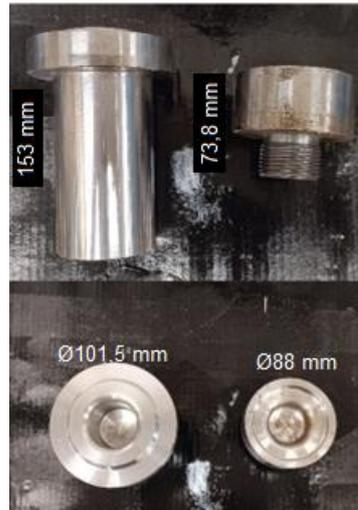


Figura 4.5 - Matriz confeccionada [Elaborado pelo Autor].

4.3. Aço Microligado DIN 38MnVS6

É importante observar que o aço microligado utilizado DIN 38MnVS6, tem destaque pela previsibilidade das durezas, conforme controle da temperatura de resfriamento pós conformação. Esta previsibilidade é dada a partir dos estudos dos diagramas TTT, apresentado na Figura 4.6. O material foi fornecido conforme composição química determinada por espectroscopia de emissão óptica apresentada no Anexo 1. Os principais elementos são apresentados na Tabela 4.5, já com as tolerâncias.

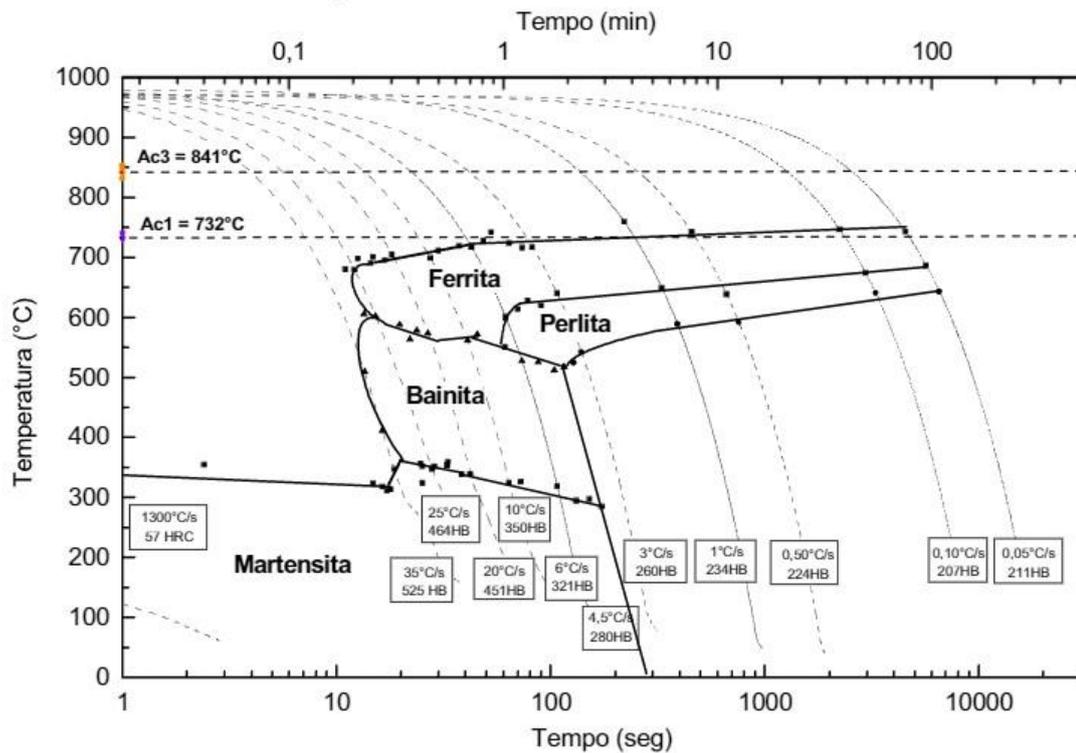


Figura 4.6 - Diagrama TTT do aço DIN 38MnVS6 [Fornecedor].

Tabela 4.5 – Faixa de composição química do aço DIN 38MnVS6 [Fornecedor].

Elemento	Limites (% em massa)	
C	0,34	0,41
Si	0,15	0,80
Mn	1,2	1,6
P	-	0,025
S	0,02	0,06
V	0,08	0,20
Cr	-	0,3

Barras do material com diâmetro de \varnothing 36,51 mm com comprimentos entre 170 e 330 mm, passaram pelo processo de corte, para cumprir o requisito de comprimento simulado de 160 mm, sendo cortadas para totalizar 28 corpos de prova estabelecidos no item 4.1 deste trabalho.

4.4. Aquecimento

O aquecimento dos corpos de prova foi realizado em um forno Sanchis ESP de 8 kW e 220 V, com temperatura máxima de 1450°C, e temperatura controlada por termopar tipo S. O forno foi configurado para aquecimento a 1220°C, com o objetivo de os corpos de prova chegarem a 1170°C no núcleo no momento do forjamento, validados por meio de controle de temperatura com um corpo de prova para validação das temperaturas, com tempo de encharque de 28 minutos (1680 segundos). A temperatura superficial de saída de forno foi de 1150°C, a temperatura superficial de início de forjamento foi de 930°C, a temperatura superficial de fim de forjamento foi de 890°C, e a temperatura superficial de início de resfriamento controlado foi de 835°C. A Figura 4.7 apresenta o forno utilizado para aquecimento dos corpos de prova.



Figura 4.7 - Forno Sanchis para aquecimento dos corpos de prova [Elaborado pelo Autor]

Para validação das temperaturas de resfriamento a serem utilizadas no processo, foi separada uma geratriz, com furação centro da peça, buscando validar a temperatura de núcleo. Para tal, um termopar (Tipo K, bainha de aço inoxidável, com diâmetro de 1,5 mm) foi posicionado na furação quando a geratriz, resfriada pelo tempo estimado de movimentação do forno para prensa, e da prensa para o dispositivo de resfriamento, chegou no dispositivo de resfriamento. O corpo de prova com a posição do furo é apresentado na Figura 4.8.

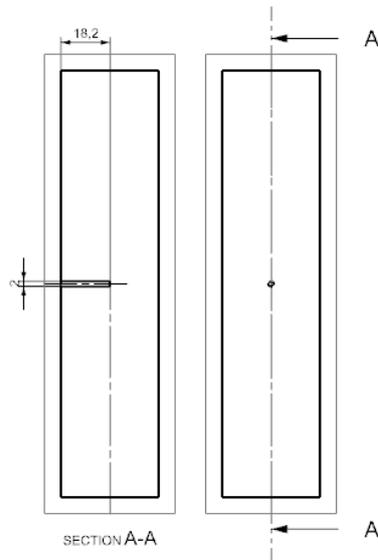


Figura 4.8 - Corpo de prova para obtenção das curvas de temperatura [Elaborado pelo Autor]

4.5. Sistema de Simulação Experimental de Conformação

O forjamento deste trabalho foi realizado por meio da conformação em uma prensa de ensaios mecânicos, Shimadzu modelo AG-IC 300 kN, com as matrizes conforme Figura 4.9, sendo esta conformação realizada a uma velocidade de 7,5 mm/s, devido ao limite de segurança de operação do equipamento. Mediante a geometria das ferramentas, a conformação inicia com uma geratriz de geometria cilíndrica, concentrando a força de conformação no centro do corpo de prova, aumentando então o diâmetro nominal do centro do cilindro e reduzindo sua altura. A geometria final do corpo de prova esperada é apresentada na Figura 4.10.



Figura 4.9 - Prensa com matrizes fixadas na máquina [Elaborado pelo Autor].

O processo do seu estágio inicial ao estágio final é demonstrado na Figura 4.10.



Figura 4.10 - Estágios de conformação a esquerda a geratriz posicionada na ferramenta e a esquerda a conformação executada [Elaborado pelo Autor].

4.6. Sistema de Simulação Experimental para Resfriamento Controlado

Foram forjadas 28 peças para cada grupo de análise, divididas em:

- 07 Peças forjadas e resfriadas ao ar com uma taxa de 0,8 °C/s;

- 07 Peças forjadas e resfriadas com convecção forçada, a uma taxa de 1,0 °C/s;
- 07 Peças forjadas e resfriadas com convecção forçada, a uma taxa de 1,8 °C/s;
- 07 Peças forjadas e resfriadas com convecção forçada, a uma taxa de 2,9 °C/s.

Tais taxas de resfriamento foram escolhidas buscando abranger as condições realizadas na prática da indústria, onde há possibilidade de controle de velocidade de esteiras bem como controle de potência de ventiladores. Assim, a taxa de 0,8 °C/s representa uma condição de resfriamento ao ar, sem acionamento dos ventiladores, 2,9 °C/s representa a condição de resfriamento mais severa, com esteira lenta e potência máxima dos ventiladores e as taxas restantes buscaram simular condições intermediárias do processo, sendo o equipamento utilizado na indústria apresentado na Figura 4.11.



Figura 4.11 - Esteira de resfriamento controlado [Elaborado pelo Autor]

Para os corpos de prova que foram resfriados com convecção forçada, a Figura 5.12 exemplifica o dispositivo montado para controlar as taxas de resfriamento por meio do distanciamento entre a pistola de ar comprimido e as amostras em resfriamento.

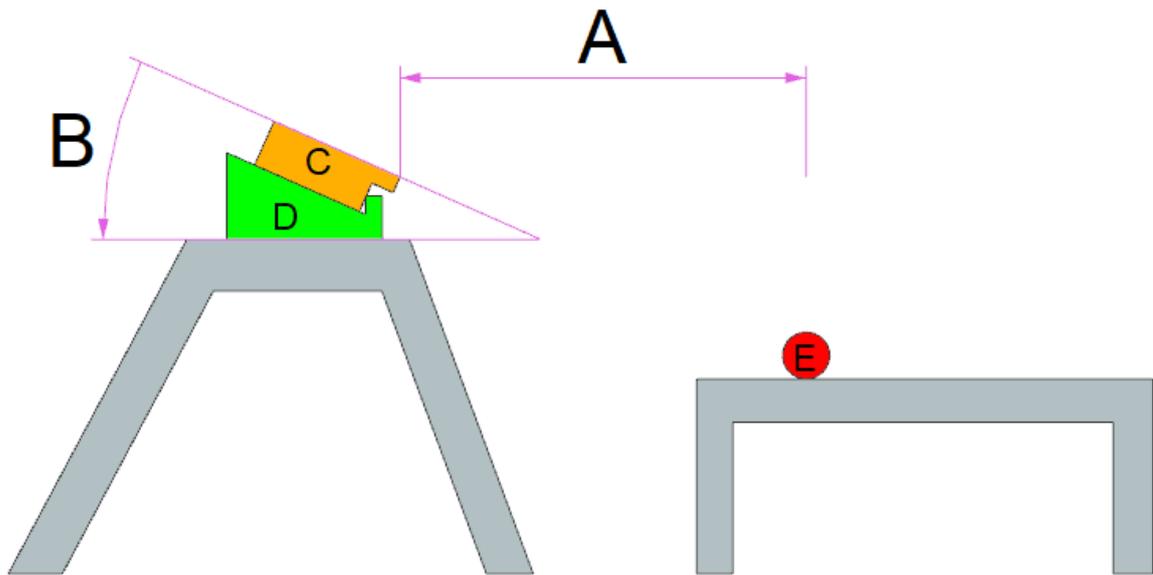


Figura 4.12 - Dispositivo de resfriamento onde (A) é a distância entre a saída de ar comprimido com a amostra, (B) é o ângulo de inclinação da pistola de ar comprimido, (C) exemplifica o posicionamento da pistola de ar comprimido, (D) é o dispositivo para inclinação da pistola de ar comprimido e (E) é a amostra posicionada para resfriamento [Elaborado pelo Autor].

De forma que foi realizada uma correlação entre a distância “A” e o ângulo “B” do dispositivo, a fim de correlacionar com as taxas de resfriamento de 1,0 °C/s, 1,8 °C/s e 2,9 °C/s. Salientando que para a taxa de 0,8 °C/s a mesma foi resfriada ao ar, sem convecção forçada, ou seja, o dispositivo apresentado na Figura 4.12 não foi utilizado.

4.7. Jateamento

Como o processo de forjamento a quente de peças ocasiona a formação de carepas, oriunda da oxidação durante o aquecimento e durante o forjamento à quente, e sendo a mesma algo responsável por elevar a degradação de insertos, a operação de jateamento foi realizada para eliminação das carepas, antes da operação de usinagem. Tal remoção de superfícies indesejadas no produto forjado na indústria é realizado com processo de granalha. Para o experimento executado, a remoção foi realizada com processo de jateamento individual. O jateamento dos experimentos foi realizado em uma cabine de jateamento por sucção CMV® de 110 V e 60 Hz, com motor de 0,25 kW e 3.390 RPM com bocais de sucção de ¾” e vazão mínima de 1,5

m³/h e vazão máxima de 4,8 m³/h, com microesfera de vidro. A cabine é apresentada na Figura 4.13.



Figura 4.13 - Cabine de jateamento por sucção CMV® [Elaborado pelo Autor].

4.8. Usinagem

O processo de usinagem ocorreu em duas etapas, onde as operações de usinagem foram torneamento, em um torno CNC da marca ROMI, modelo Centur 30D. A primeira operação foi na região de interesse da amostra, onde foi realizada a análise de desgaste do inserto bem como os resultados da usinagem na peça, posteriormente à operação de jateamento. A fixação foi realizada conforme apresentado na Figura 4.14.

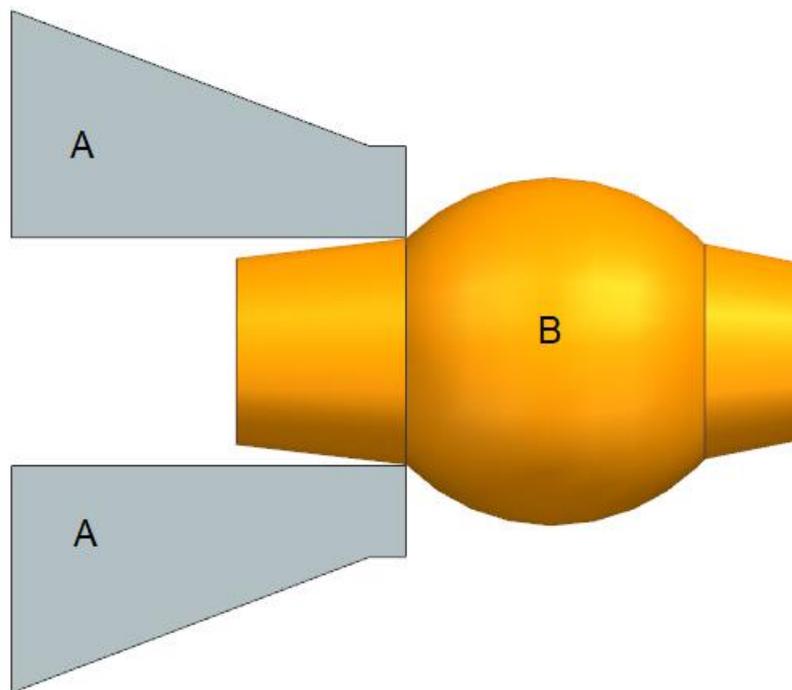


Figura 4.14 - Região de fixação da primeira operação onde (A) castanhas do torno e (B) amostra [Elaborado pelo Autor].

O torno utilizado é mostrado na Figura 4.15.



Figura 4.15 - Torno CNC Romi Centur 30D [ROMI].

A velocidade de rotação utilizada foi variável conforme diâmetro das amostras partindo de 630 RPM até 2760 RPM, respeitando os parâmetros da ferramenta, programado via CNC na região de fixação indicada na Figura 4.14. A Tabela 4.6 apresenta as características técnicas principais do torno.

Tabela 4.6 - Características do torno Romi Centur 30 D [ROMI, 2023].

Característica	Unidade	Centur 30D
Altura de pontas	mm	215
Nariz do eixo-árvore	ASA	A2-5"
Diâmetro do furo do eixo-árvore	mm	53
Faixa de velocidades	rpm	4 a 4.000
Motor principal CA	cv / kW	12,5 / 9

A região encalcada foi usinada seguindo os parâmetros apresentados na Tabela 4.7, considerando a utilização de fluido de usinagem ALKALISOL OPCUT 370, com diluição 1:20.

Tabela 4.7 - Parâmetros de usinagem [Elaborado pelo Autor].

Velocidade (RPM)	Velocidade de Corte (m/min)	Profundidade de Corte (mm)	Avanço (mm/rev)
630 – 2.760	130	0,5	0,2

A análise da usinagem foi realizada em quatro insertos TNMA160408 UC5115, da marca Diaedge (Mitsubishi Materials), insertos novos, um por família, identificados a cada final de lote. Cada inserto foi utilizado para usinagem de seis corpos de prova pertencentes a um dos quatro grupos estudados. Ao final de todas as usinagens, o inserto foi analisado via microscopia eletrônica de varredura (MEV), visando verificar o desgaste causado para cada família de forjados. A Figura 4.16 exemplifica a usinagem que foi realizada.

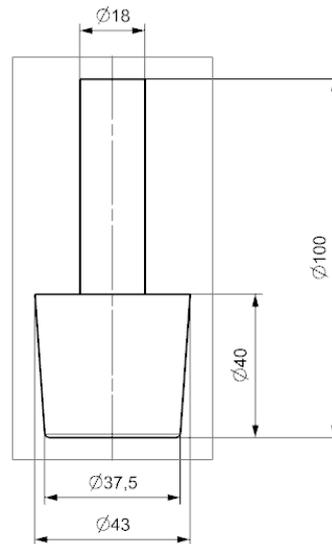


Figura 4.16 – Usinagem executada nos corpos de prova [Elaborado pelo Autor].

Após usinagem, os corpos de prova tiveram sua rugosidade medida por meio de Ra, que é a rugosidade média entre um perfil de rugosidade e a linha média, dada em μm . O cavaco gerado durante a usinagem separado para análise em MEV. Após, as peças foram encaminhadas para usinagem dos corpos de prova atendendo a norma ASTM E8 – Ensaio de tração, em um fornecedor de usinagem.

Seguindo a norma, para as dimensões obtidas nas amostras resultantes do processo de usinagem, optou-se por utilizar a regra para amostras de teste com comprimento cinco vezes o diâmetro, seguindo as dimensões estabelecidas no espécime 2 conforme norma, onde “D” é igual à $9,0 \pm 0,1$, comprimento “G” $45,0 \pm 0,1$ mm, comprimento da seção reduzida “A” 54 mm e raio de concordância “R” sendo de 8 mm.

4.9. Análises Realizadas

Após todas as etapas de manufatura: aquecimento, forjamento e usinagem, os corpos de prova foram avaliados em relação à: dureza, rugosidade, microestrutura, macroestrutura, limite de resistência à tração e deformação.

4.9.1. Ensaios Metalúrgicos e Propriedades Mecânicas

Após as etapas de manufatura de aquecimento e forjamento, uma peça de cada grupo de amostras foi separada e avaliada da seguinte forma: após forjamento, foi seccionada ao meio, conforme Figura 4.17.



Figura 4.17 - Ponto de corte da peça forjada para análises microestruturais, macroestruturais e durezas [Elaborado pelo Autor].

Esta amostra teve seu interno avaliado com relação às linhas de fibragem, por meio de sequência de lixamentos (com lixa 180, 240, 320, 400, 600 e 1200) sequência de polimento com alumina 1,0 μm e 0,3 μm . Na sequência foi realizado um ataque com reagente de iodo e análise por microscopia óptica, com microscópio óptico de platina invertida nas regiões de núcleo, meio raio e superfície, exemplificada na Figura 4.18 com magnificação de 100x e 200x.

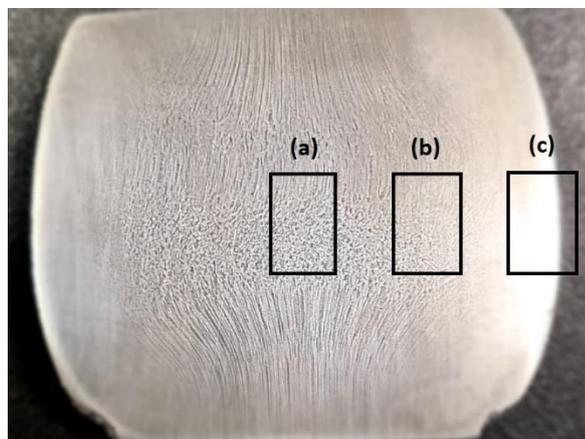


Figura 4.18 - Regiões de análise para microestrutura em (a) núcleo, (b) meio raio e (c) próxima da superfície [Elaborado pelo Autor].

eletrônica de varredura realizada no fio do inserto na aresta cortante dos 4 insertos empregados nesta etapa.

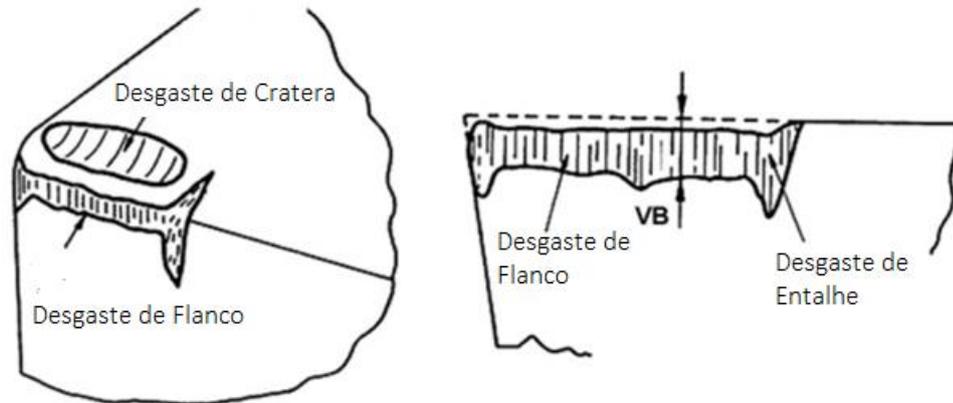


Figura 4.20 - Desgaste de inserto VB [Traduzido de Ebrahimi, Moshkar, 2009].

Tais análises foram realizadas por meio de microscopia óptica de varredura (MEV) com magnificação de 200x, com detector de elétrons secundários, abertura 3, diferença de potencial de 20 kV e para análise dos insertos com distância focal de 7,3 mm e para análise do cavaco distância focal entre 16,4 à 16,7 mm.

4.10. Estudos Estatísticos

Para auxílio das análises dos dados obtidos nos resultados, ferramentas estatísticas foram aplicadas, na sequência do capítulo as ferramentas que foram utilizadas são explicadas de forma geral. Iniciando pela análise de *boxplot*, é um gráfico que apresenta a média, na linha central do “*boxplot*”. Os quartis são apresentados de forma que o segundo e terceiro quartis, formam a área do *boxplot* enquanto o primeiro e quarto quartis são apresentados como linhas acima da área do gráfico. Pontos que desviam o comportamento da média são denominados “*outliers*” e são apresentados como asteriscos [KHAN, 2016]. A síntese desta ferramenta é exemplificada na Figura 4.21.

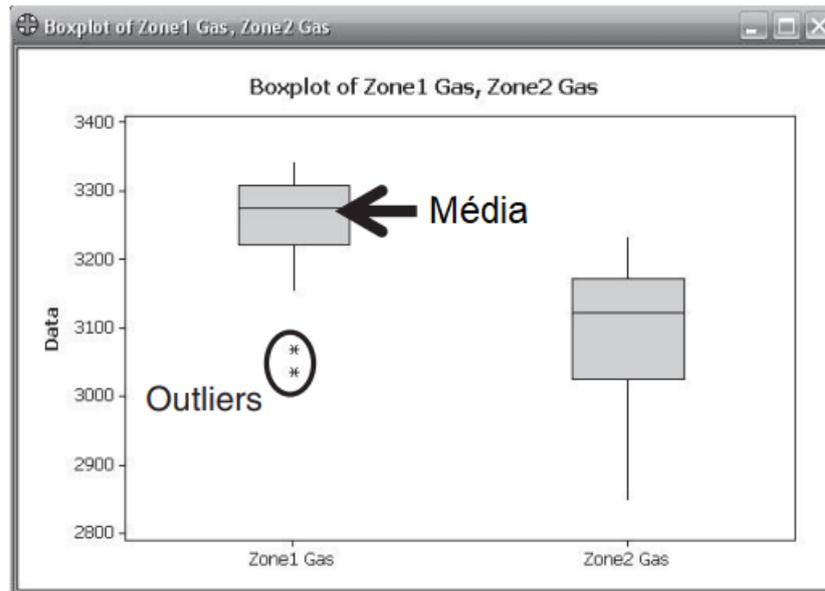


Figura 4.21 - Exemplo de gráfico boxplot [Traduzido de Khan, 2013]

Um dos fundamentos da estatística é entender a distribuição dos dados. Distribuição significa a forma que o histograma apresenta quando distribuído em uma frequência. A distribuição normal (ou gaussiana) é importante pois é a retratação do mundo, e é a saída do Teorema do Limite Central. A distribuição normal pode ser descrita como a média e o desvio padrão, os limites podem seguir $\pm \infty$, todas as observações estarão sob a curva. A curva é simétrica e a média, a moda e a mediana são sempre iguais. A Figura 4.22 apresenta uma curva de distribuição normal.

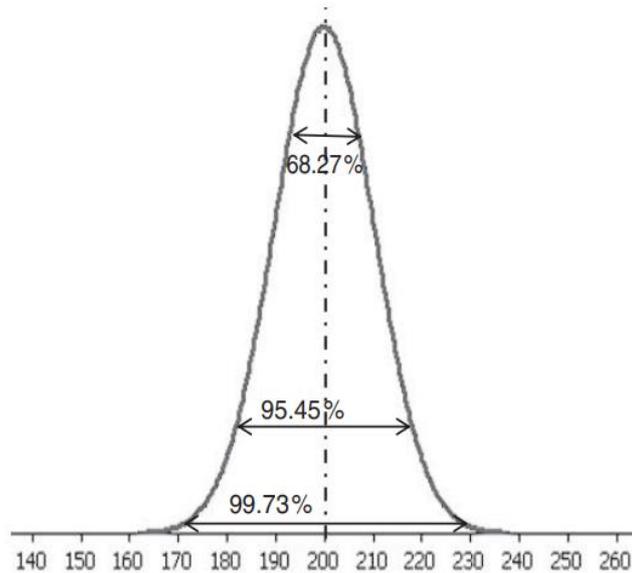


Figura 4.22 - Distribuição normal padrão [KHAN, 2013]

Uma análise dos dados para probabilidade de normalidade no *software* Minitab[®] é apresentada em um gráfico de linha reta com os dados distribuídos ao redor desta reta, ao lado do gráfico em uma legenda aparece o valor P, ao qual sendo maior que 0,05 significa que a distribuição de dados é normal.

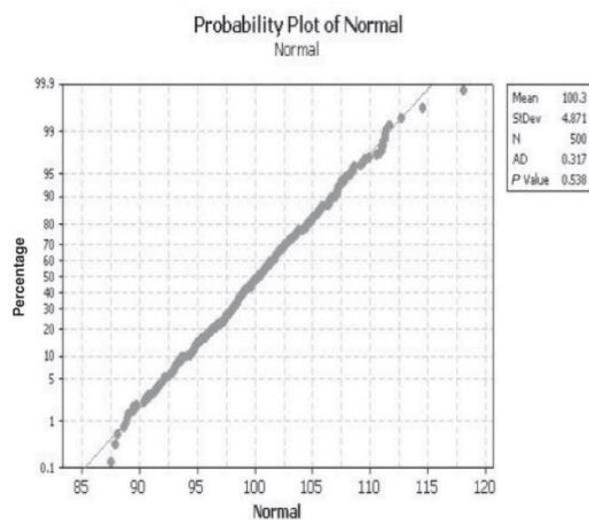


Figura 4.23 - Gráfico de probabilidade de distribuição com P valor indicando normalidade [KHAN, 2013]

Outra análise aplicável é com relação aos gráficos de intervalo onde por meio de um gráfico plotado, dois grupos de dados são analisados e o desvio padrão deles é calculado de forma que se os intervalos se encontram, não há diferença, contudo se os gráficos não se interceptam, há diferença estatística entre os valores.

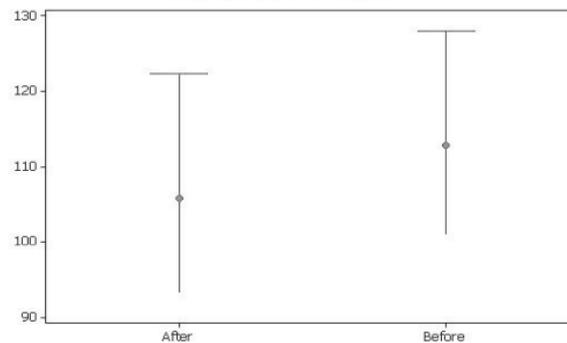


Figura 4.24 - Exemplo de gráfico de intervalo sem diferença significativa [KHAN, 2013]

A compreensão da análise de variância (ANOVA) é a relação que uma condição implica em uma variável, o primeiro gráfico diz respeito à igualdade de variâncias, onde temos um significado semelhante ao gráfico de intervalo, mas ao final de um estudo de ANOVA é gerado um relatório com valor P, caso este valor seja acima de 0,05, significa que a correlação é válida [KHAN, 2013].

Anderson-Darling Normality Test	
A-Squared	0.52
P-Value	0.178
Mean	5.9917
StDev	0.2919
Variance	0.0852
Skewness	-0.08838
Kurtosis	-1.04410
N	40
Minimum	5.5000
1st Quartile	5.7775
Median	5.9500
3rd Quartile	6.2500
Maximum	6.4900
95% Confidence Interval for Mean	
	5.8984 6.0851
95% Confidence Interval for Median	
	5.8841 6.1718
95% Confidence Interval for StDev	
	0.2391 0.3748

Figura 4.25 - Relatório de estudo ANOVA [KHAN, 2013]

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Simulação Numérica

O primeiro resultado analisado na simulação foi a força de conformação do processo, neste caso, mostrado na Figura 5.1 que correlaciona a força de conformação (F) em função do deslocamento (d).

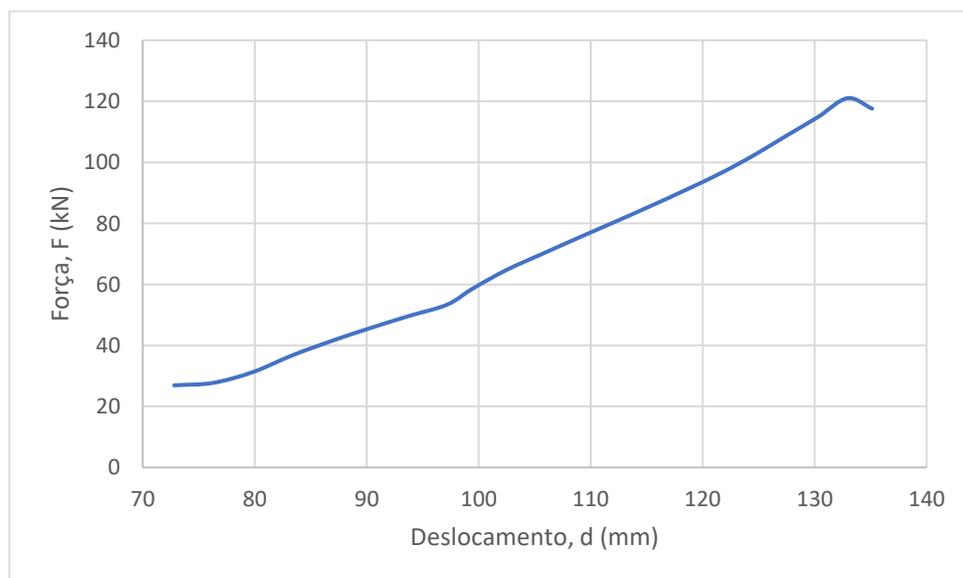


Figura 5.1 - Força de conformação simulada por deslocamento [Elaborado pelo Autor].

Conforme resultado da simulação, o processo exige uma força máxima de 121 kN, sendo o máximo da prensa 300 kN conforme previamente estabelecido, sendo considerado o processo aprovado por carga. Como o processo exige uma temperatura mínima para início de transformação, é importante analisar as temperaturas, apresentadas em graus Celsius ($^{\circ}\text{C}$), nas regiões de interesse demonstradas na Figura 5.2.

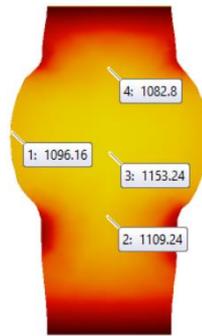


Figura 5.2 - Temperatura nas regiões de foco para forjamento [Elaborado pelo Autor].

As sequências das análises focam nas ferramentas, onde por meio dos resultados das tensões efetivas em cada ferramenta, concluiu-se que a tensão de escoamento do material não foi superada, desta forma houve garantia de que as ferramentas suportam os ciclos necessários para conformação das amostras. Vale ressaltar que o limite de resistência ao escoamento do material AISI 4140 é de 655 MPa, sem tratamento térmico posterior (NORTON, 2013), condição satisfeita pelo material fornecido. A seguir é apresentada na Figura 5.3 o perfil de tensões efetivas da matriz superior, com tensão máxima de 157,73 MPa.

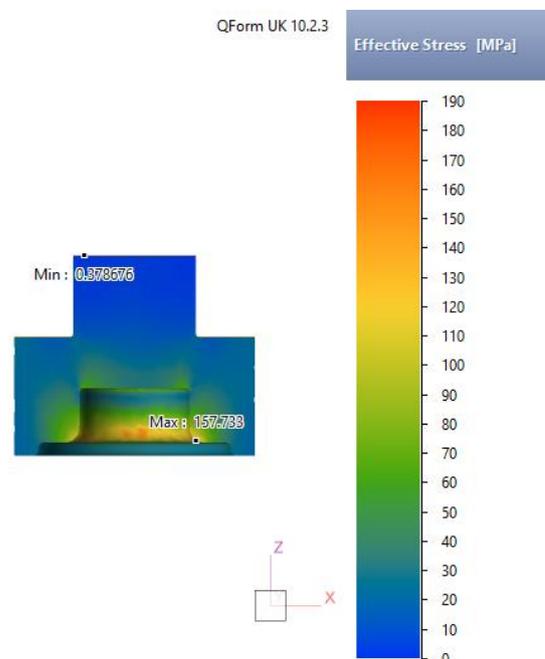


Figura 5.3 - Tensão efetiva na ferramenta superior [Elaborado pelo Autor].

A segunda análise da tensão efetiva fica direcionada à ferramenta inferior, com uma tensão efetiva máxima de 182,82 MPa, mostrada na Figura 5.4.

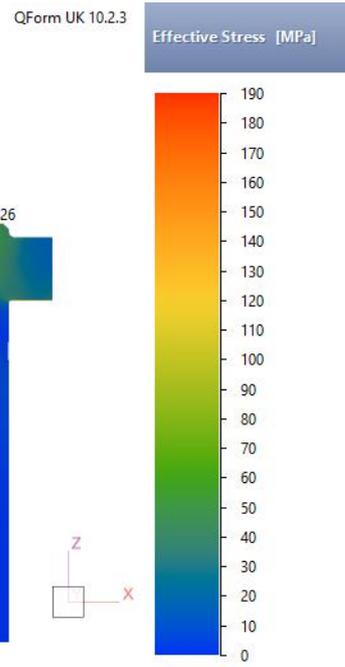


Figura 5.4 - Tensão efetiva na ferramenta inferior [Elaborado pelo Autor].

Seguindo as análises das ferramentas, os próximos resultados obtidos da ferramenta superior foram uma máxima tensão trativa de 63,73 MPa e máxima tensão compressiva de 85,96 MPa, apresentadas na Figura 5.5.

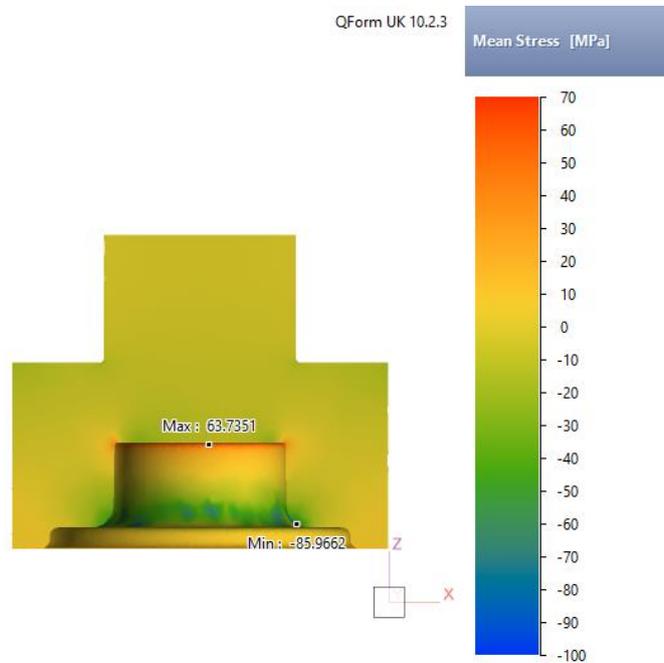


Figura 5.5 - Tensões principais na ferramenta superior [Elaborado pelo Autor].

Das análises das ferramentas, por fim, é retornado à visualização da ferramenta inferior, resultando em uma máxima tensão trativa de 41,10 MPa e uma máxima tensão compressiva de 91,82 MPa, apresentadas na Figura 5.6.

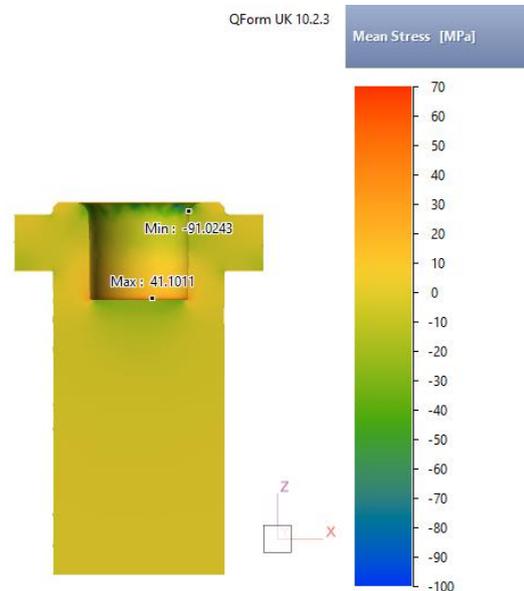


Figura 5.6 - Tensões principais na ferramenta inferior [Elaborado pelo Autor].

A próxima análise, ainda no âmbito da simulação numérica é com relação ao fluxo das fibras da geratriz durante forjamento, apresentado na Figura 5.7.

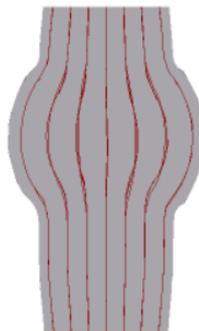


Figura 5.7 - Fluxo de fibragem - simulação numérica [Elaborado pelo Autor].

5.2. Composição Química

Esta primeira análise foi realizada para validação da composição química dos corpos de prova, verificando se a quantidade dos elementos de liga enquadrava o

material como o aço microligado DIN 38MnVS6. A Tabela 5.1 apresenta a composição química especificada e o encontrado.

Tabela 5.1 - Composição química do aço microligado DIN 38MnVS6 [Elaborado pelo Autor].

Elemento (% em massa)	Especificado		Medido
	Mín.	Máx.	
C	0,34	0,41	0,384
Si	0,15	0,8	0,560
Mn	1,2	1,6	1,390
P	-	0,025	0,007
S	0,02	0,06	0,023
V	0,08	0,2	0,099
Cr	-	0,3	0,167

Conforme resultados, os elementos carbono, silício e manganês estão no centro da tolerância permitida por norma. Os elementos fósforo e enxofre, elementos residuais dos processos de fabricação encontram-se próximo da mínima no caso do enxofre, e praticamente zerado no caso do fósforo. O elemento de liga cromo está próximo da metade do limite máximo especificado por norma e o principal elemento de liga deste aço, o vanádio está próximo do limite mínimo. Concluindo, o material enquadra-se como o aço DIN 38MnVS6.

5.3. Taxas Médias de Resfriamento

Os estudos iniciais foram realizados com geratrizes sem o processo de encalque, sendo então aquecidos, movidos até o ambiente de resfriamento controlado, e pelo controle de distância da saída de ar comprimido, foram definidas as condições de resfriamento controlado. A seguir são apresentados os gráficos obtidos com a relação de taxa de resfriamento com a distância do bico do ar comprimido.

Os gráficos obtidos para resfriamento dos corpos de prova em diferentes condições, sendo a primeira taxa referente ao resfriamento ao ambiente, que resulta em uma taxa de resfriamento de 0,8°C/s

Para análises de comportamentos intermediários foram obtidas a taxa de $1,0^{\circ}\text{C/s}$, obtidos com o ar comprimido à 70 mm dos corpos de prova e taxa de $1,8^{\circ}\text{C/s}$, com a taxa obtida por uma distância de 40 mm entre o corpo de prova e o bico do ar comprimido.

A taxa mais elevada, representando a condição de máximo resfriamento, simulando velocidade de esteira lenta e acionamento máximo de ventiladores, obtida com uma distância de 20 mm entre o corpo de prova e a saída do ar comprimido, atingindo uma taxa de resfriamento de $2,9^{\circ}\text{C/s}$.

O gráfico apresentado na Figura 5.8 mostra uma comparação entre as taxas de resfriamento encontradas nas condições supracitadas.

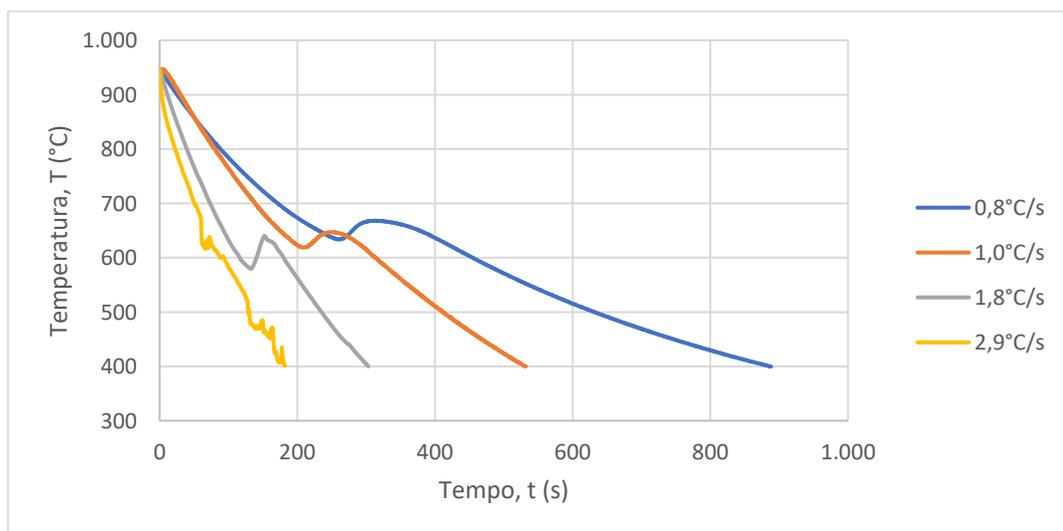


Figura 5.8 - Comparativo das taxas de resfriamento [Elaborado pelo Autor].

Com o gráfico apresentado na Figura 5.8, e com a sobreposição das curvas de resfriamento no diagrama TTT do material 38MnVS6 (Figura 5.9), acima de 841°C o material possui matriz austenítica e abaixo de 732°C o material mantém, até temperatura ambiente, matriz ferrítica-perlítica nas taxas de resfriamento estudadas. Por fim, entre 550 e 732°C , é o intervalo onde ocorre a transformação microestrutural perlítica-ferrítica, mantendo a microestrutura até a temperatura ambiente, variando apenas o tamanho do grão.

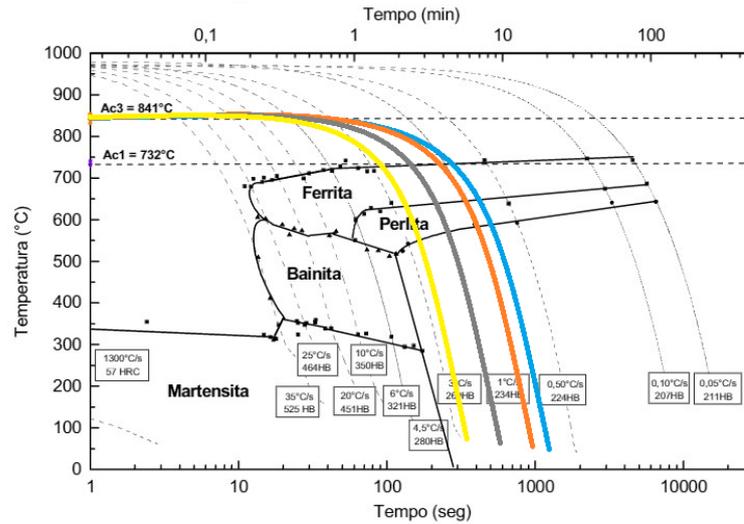


Figura 5.9 - Taxas de resfriamento em diagrama TTT do aço 38MnVS6 [Adaptado pelo Autor].

5.4. Processo de Conformação

O processo consistiu em aquecer os corpos de prova conforme descrito no item 4.5, movimentados até a prensa e posicionado na matriz inferior, conforme apresentado na Figura 5.10.



Figura 5.10 - Posicionamento do corpo de prova para conformação [Elaborado pelo Autor].

Desta forma, foram realizadas 28 conformações, sendo divididas em 4 lotes de forjamento de 7 peças, conforme descritas no item 5.3.

A primeira conformação das amostras, correspondem aos corpos de prova com taxa de resfriamento de $0,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$, ou seja, resfriados ao ar, sem convecção forçada. Seguindo a metodologia proposta, foram realizadas as conformações e resfriamento da relação de corpos de prova, correspondentes à taxa de resfriamento de $1,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Sequencialmente foram realizadas as conformações e resfriamento da relação de corpos de prova, correspondentes à taxa de resfriamento de $1,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Por fim, foram realizadas as conformações e resfriamento da relação de corpos de prova, correspondentes à taxa de resfriamento de $2,9 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Para exemplificar os resultados, 7 corpos de prova de um dos lotes são apresentados na Figura 5.11.



Figura 5.11 - Corpos de prova com taxa de resfriamento de $0,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$ [Elaborado pelo Autor].

As Figuras 5.12 a 5.15 apresentam os gráficos de força de conformação, dada em quilonewtons (kN), dos 04 lotes, compostos por 07 amostras em cada lote e comparados com a força de conformação obtida via simulação numérica apresentados na Figura 5.1. As conformações ocorrem de forma crescente à taxa de conformação, representando as forças de conformação aplicas às amostras respectivas à cada uma das taxas de resfriamento utilizadas, $0,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$, $1,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$, $1,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e $2,9 \text{ }^\circ\text{C/s}$, respectivamente. Salientando que nesta etapa não houve variação me nenhum aspecto com relação à conformação, tais gráficos foram apresentados separadamente apenas para facilitar a compreensão com poucos dados por gráficos.

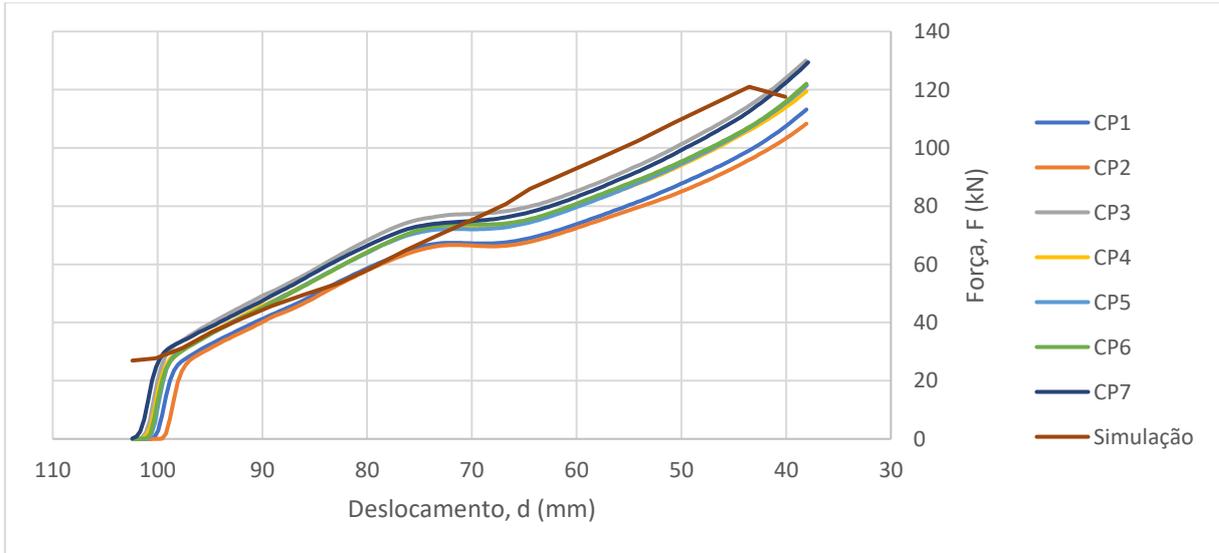


Figura 5.12 - Força de conformação por deslocamento - amostras 0,8°C/s [Elaborado pelo Autor].

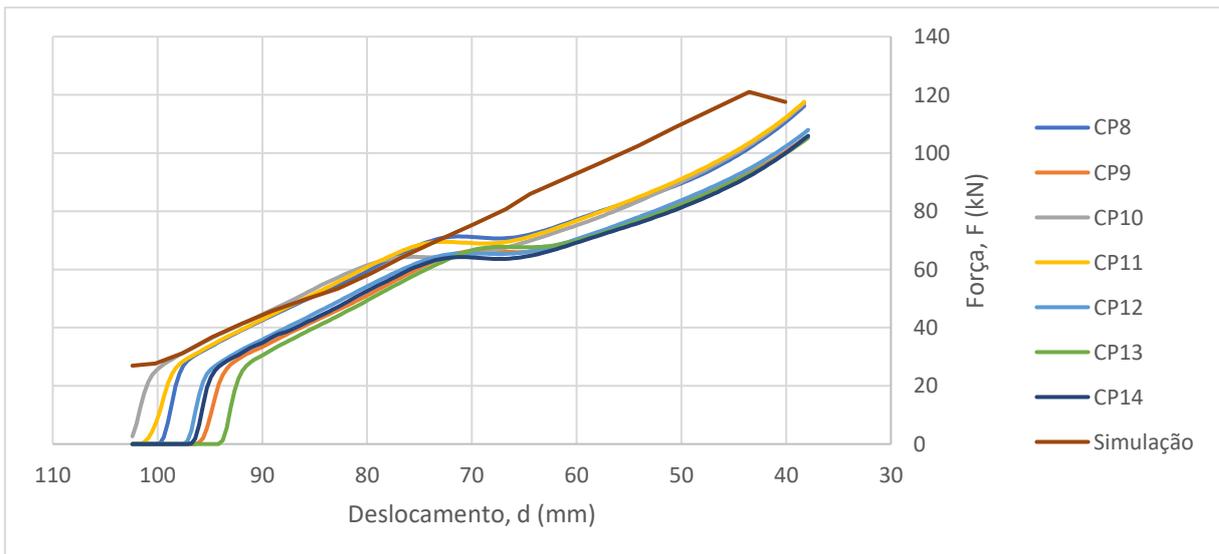


Figura 5.13 - Gráfico de Força de Conformação por Deslocamento Amostras 1,0°C/s e Simulação [Elaborado pelo Autor]

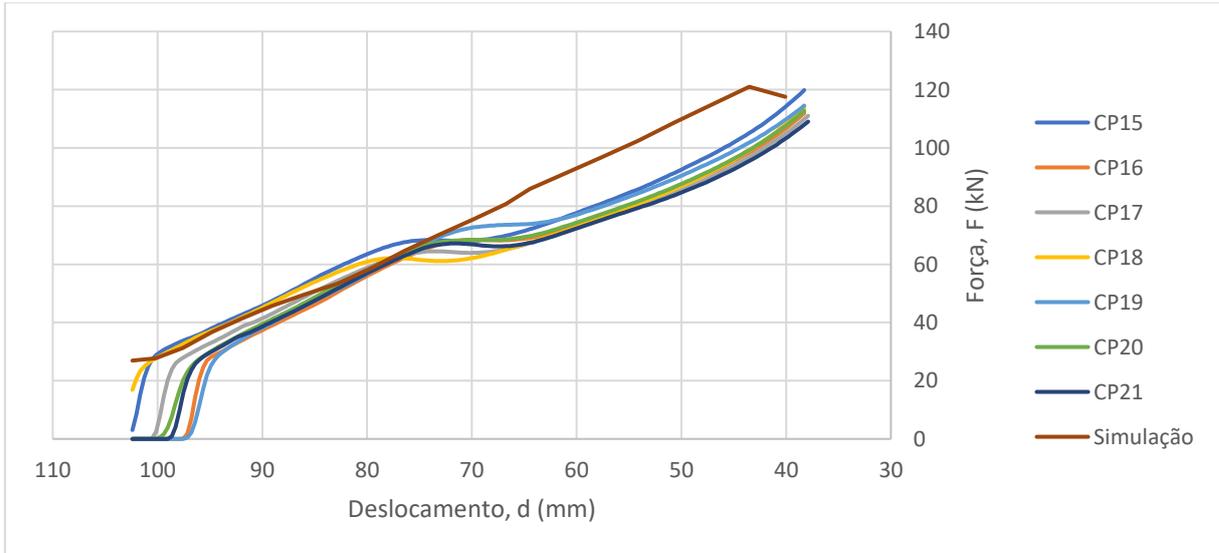


Figura 5.14 - Força de conformação por deslocamento - amostras 1,8°C/s e Simulação [Elaborado pelo Autor].

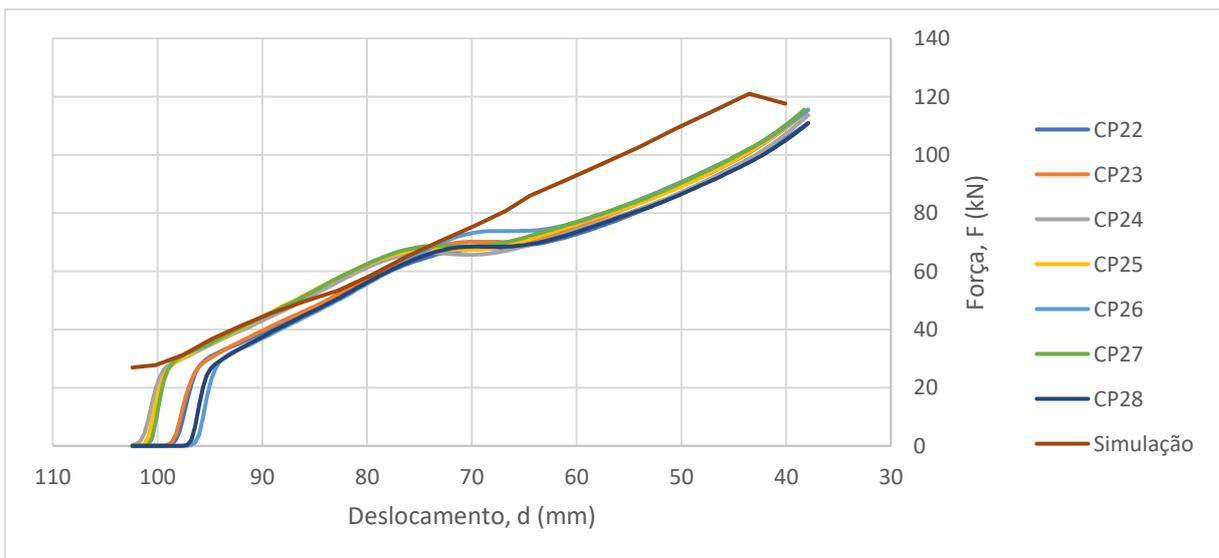


Figura 5.15 - Força de conformação por deslocamento - amostras 2,9°C/s e Simulação [Elaborado pelo Autor].

Estes gráficos de conformação permitem validar a faixa de confiança dos resultados obtidos na simulação com relação ao valor final da força de conformação, a qual o valor encontrado na simulação se encontrava dentro da faixa de forças obtidas na prática. Entretanto é importante analisar o gráfico por partes, pois no intervalo inicial a simulação se mostrou exata com os dados obtidos no teste prático, porém a partir dos 75 mm da conformação, o material sofre uma recristalização

dinâmica, onde a simulação perde a precisão, região destacada na Figura 5.16, onde o primeiro lote foi separado e analisado na região de interesse.

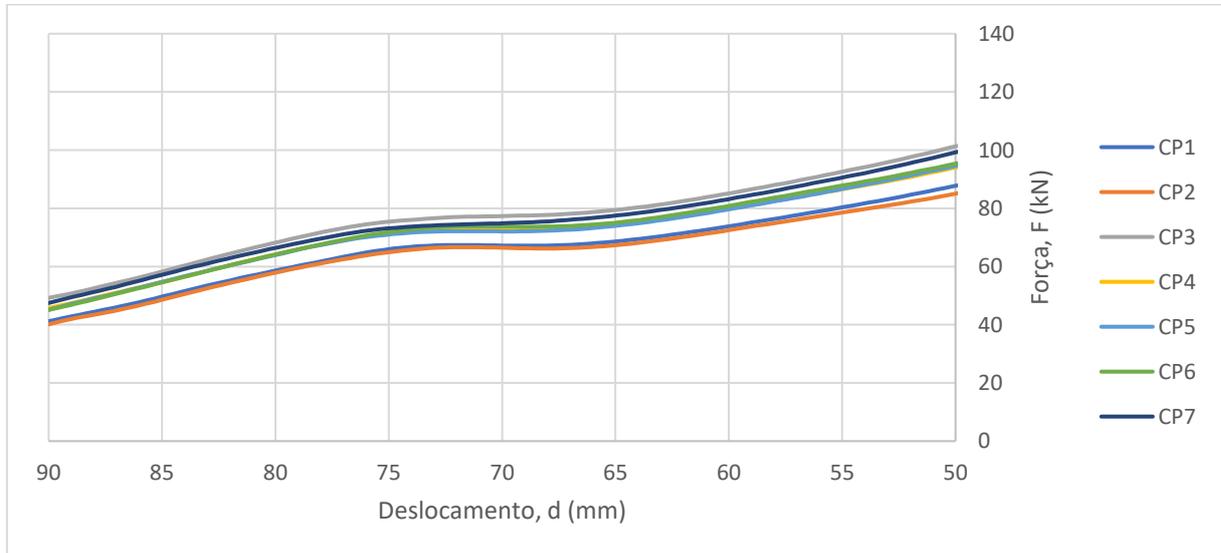


Figura 5.16 - Força de conformação por deslocamento na região de recristalização dinâmica para primeiro lote de amostras [elaborado pelo autor]

Vale ressaltar que a declividade da reta permanece a mesma após 60 mm de conformação, mas devido a recristalização e pelo banco de dados do material para simulação ser baseado em uma equação, o programa não conseguiu apresentar o perfil exato de tal conformação.

Ao final de todas as conformações, foram obtidos 28 corpos de provas, divididos em 4 grupos de amostras, mostrados na Figura 5.17, sendo então acondicionados para preparação para próxima etapa de processamento, o acabamento.



Figura 5.17 - Corpos de prova forjados [Elaborado pelo Autor].

A sequência do processo de forjamento seguiu ordem da usinagem, conforme o lote foi programado para usinagem, antecipadamente os mesmos foram jateados visando eliminar as carepas oriundas da conformação à quente. A Figura 5.18 apresenta a condição obtida após jateamento das peças, do total de 28 amostras, uma de cada lote foi separada e seccionada para análises microestruturais, ficando então um total de 24 amostras para usinagem.

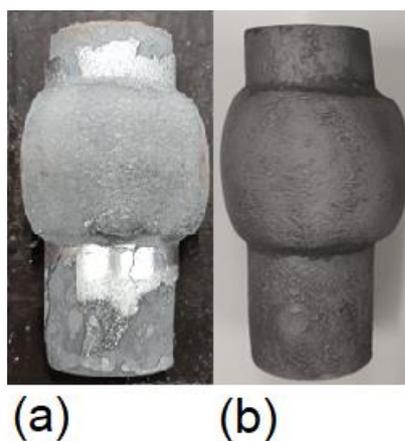


Figura 5.18 - Amostra forjada (a) Antes do jateamento e (b) Após jateamento [Elaborado pelo autor].

5.5. Processo de Usinagem

Conforme parâmetros estabelecidos no item 4.8 deste trabalho, as 24 amostras foram usinadas, sendo separadas em 4 lotes de 6 peças e para cada lote foi utilizado um gume de corte do inserto. A primeira etapa da usinagem resultou em um corpo de prova apresentado na Figura 5.19.



Figura 5.19 - Peça obtida na primeira etapa de usinagem [Elaborado pelo autor].

5.6. Análise da Fibragem

Ao final do processo de conformação, uma amostra de cada grupo foi seccionada na seção transversal, retiradas as extremidades e realizado lixamento até polimento, por fim realizado ataque, resultando na seguinte fibragem, apresentada na Figura 5.20.

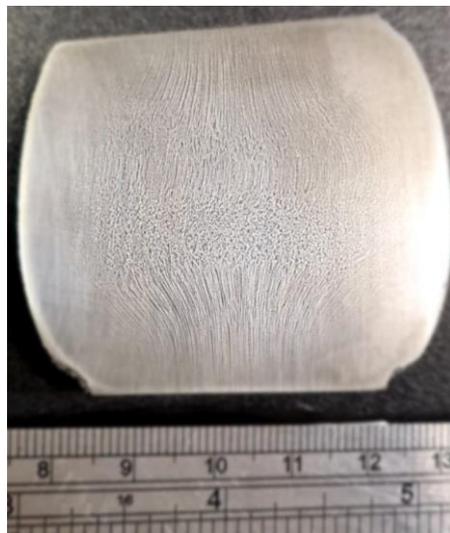


Figura 5.20 - Fibragem da conformação [Elaborado pelo Autor].

Como a deformação das fibras ocorreram de forma igual em todos os 28 corpos de prova, foi realizado ataque para destaque das fibras em apenas um corpo de prova. Tal comportamento replicou a situação simulada, apresentada na Figura 5.7, desta forma é possível afirmar que houve deformação na região central do encaixe.

5.7. Macroestrutura e Microestrutura

A Figura 5.21 apresenta a Figura 5.9 com as taxas de resfriamento e adiciona as microestruturas obtidas, por microscopia óptica com magnificação em 200x, para cada uma destas taxas, na região de meio raio.

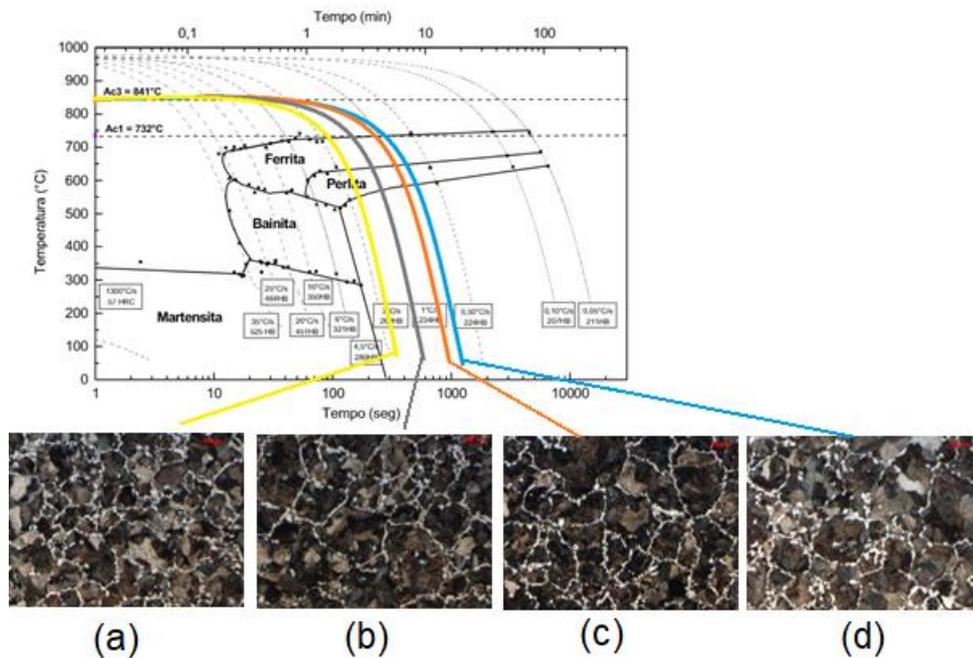


Figura 5.21 - Diagrama CCT DIN 38MnVS6 com microestruturas de região de meio raio para (a) 2,9 °C/s, (b), 1,8 °C/s, (c), 1,0 °C/s e (d) 0,8 °C/s

A sequência de Figuras 5.22, Figura 5.23 e Figura 5.24 apresentam as microestruturas obtidas, com magnificação de 100 x e 200x para núcleo, meio raio e próximas da superfície, respectivamente.

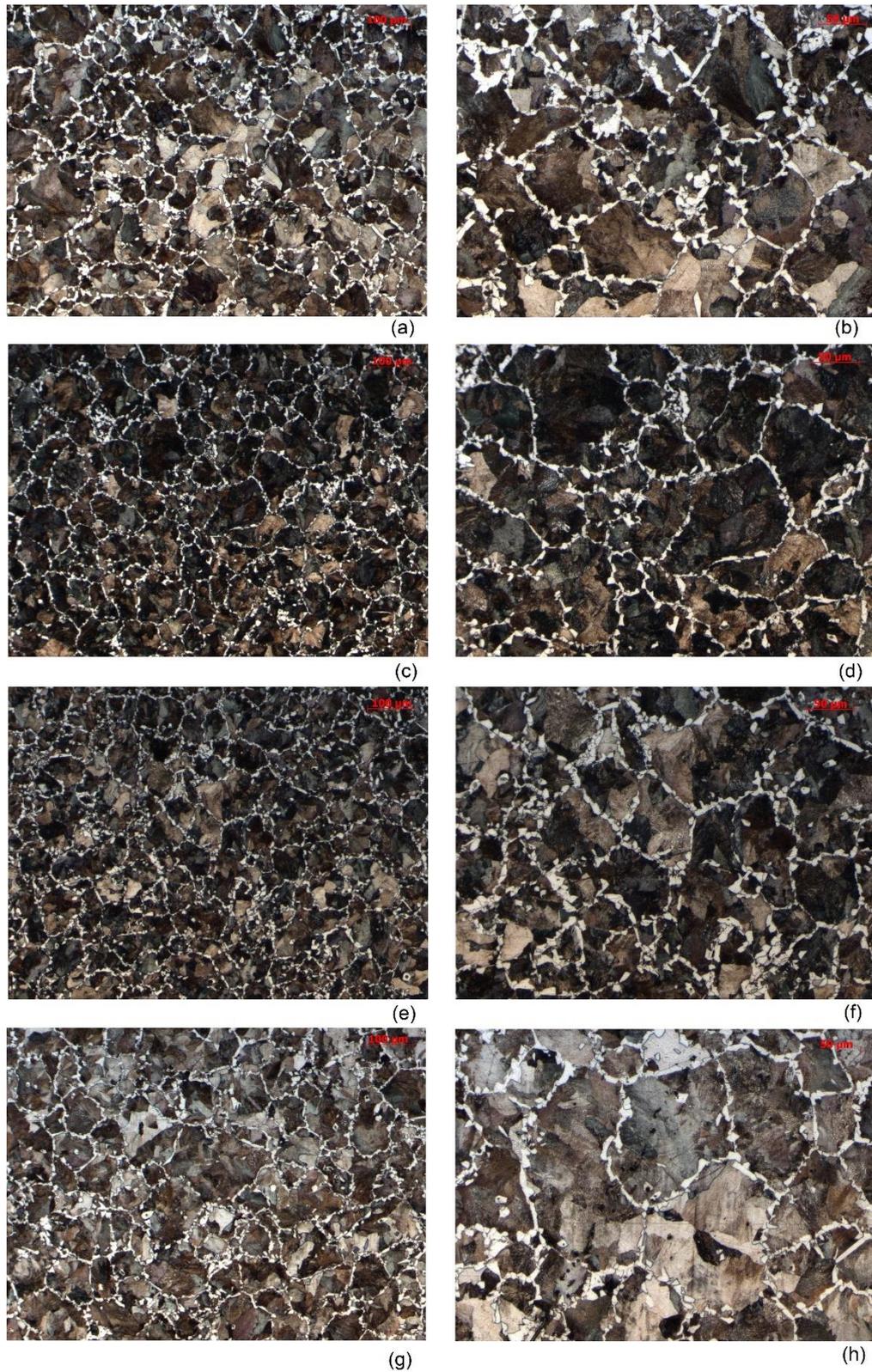


Figura 5.22 - Microestrutura no núcleo das amostras de cada taxa de resfriamento: (a) 0,8 °C/s 100x, (b) 0,8 °C/s em 200x, (c) 1,0 °C/s em 100x, (d) 1,0 °C/s em 200x, (e) 1,8 °C/s em 100x, (f) 1,8 °C/s em 200x, (g) 2,9 °C/s em 100x e (h) 2,9 °C/s em 200x [Elaborado pelo Autor].

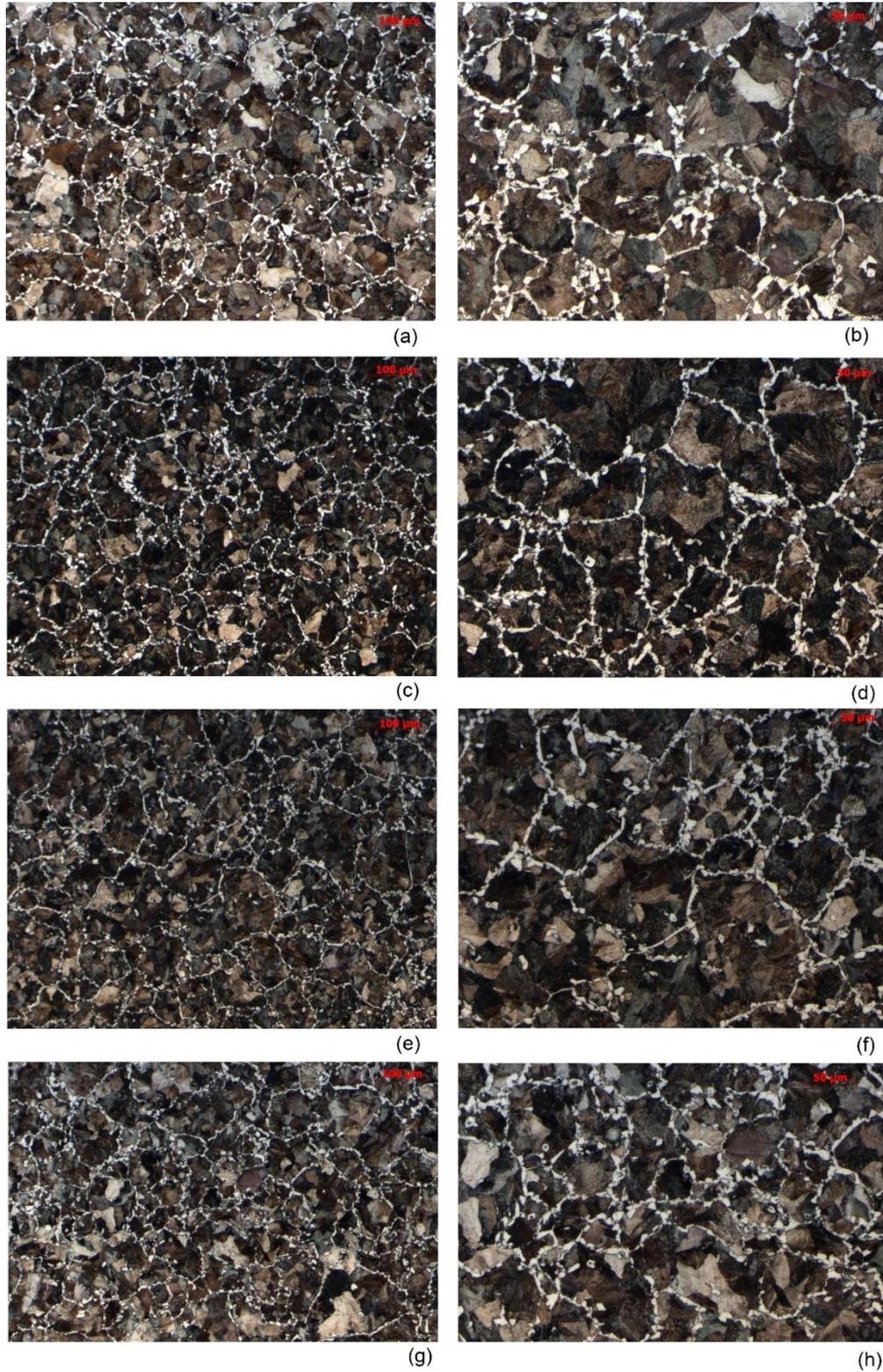


Figura 5.23 - Microestrutura em meio raio das amostras de cada taxa de resfriamento: (a) 0,8 °C/s 100x, (b) 0,8 °C/s em 200x, (c) 1,0 °C/s em 100x, (d) 1,0 °C/s em 200x, (e) 1,8 °C/s em 100x, (f) 1,8 °C/s em 200x, (g) 2,9 °C/s em 100x e (h) 2,9 °C/s em 200x [Elaborado pelo Autor].

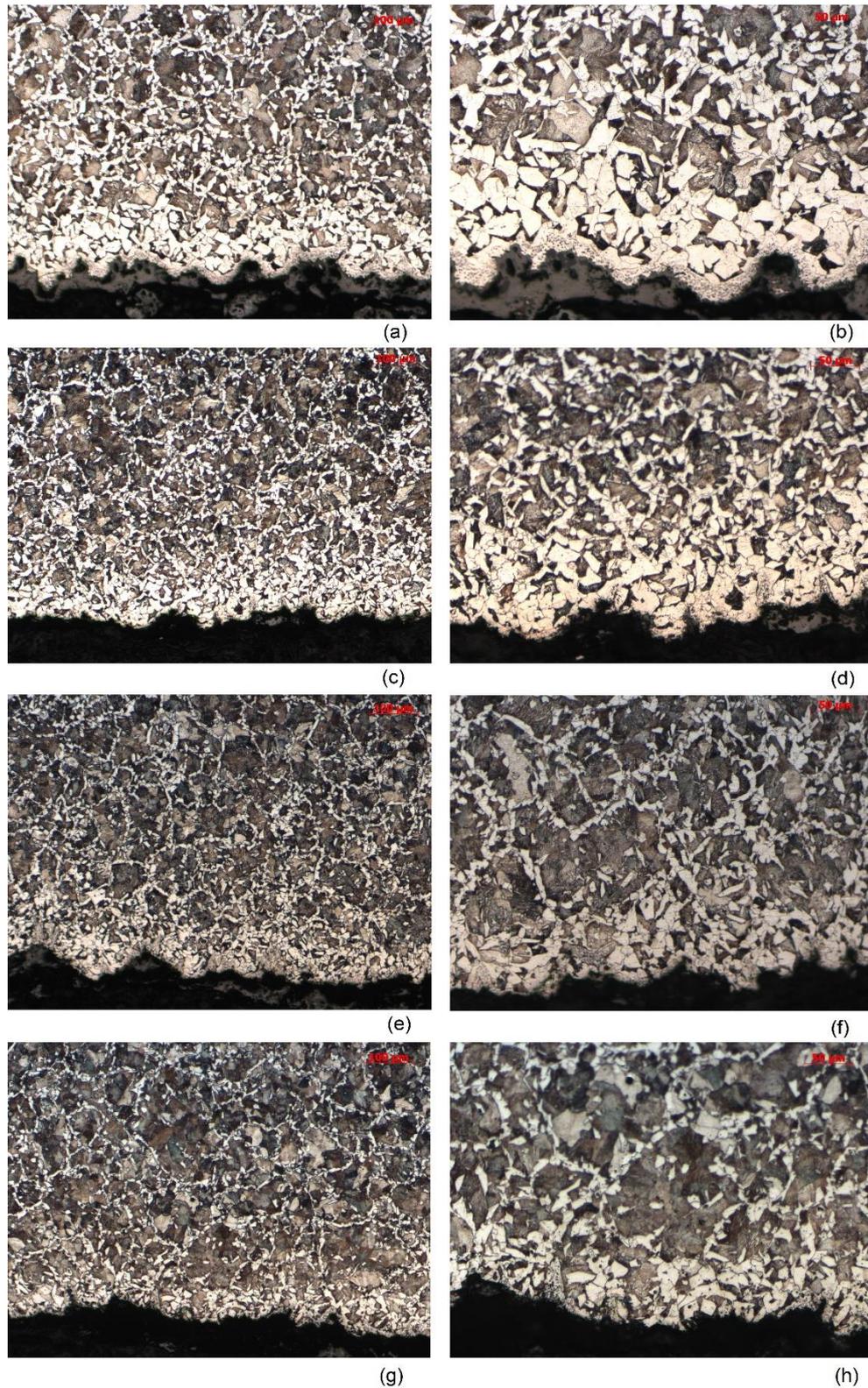


Figura 5.24 - Microestrutura na superfície das amostras de cada taxa de resfriamento: (a) 0,8 °C/s 100x, (b) 0,8 °C/s em 200x, (c) 1,0 °C/s em 100x, (d) 1,0 °C/s em 200x, (e) 1,8 °C/s em 100x, (f) 1,8 °C/s em 200x, (g) 2,9 °C/s em 100x e (h) 2,9 °C/s em 200x [Elaborado pelo Autor].

Conforme mostrado nas imagens anteriores, as microestruturas obtidas foram predominantemente ferríticas-perlíticas, conforme Erçayhan e Saklakoglu (2021), sendo os grãos formados por perlita e a ferrita concentrando-se nos contornos dos grãos indo ao encontro de Holoppa et al (2015). Para a análise da superfície, foi possível avaliar uma predominância de ferrita para o lote resfriado a uma taxa de 0,8°C/s e 1,0 °C/s devido à decarbonetação, resultante de taxas de resfriamento mais lentas e possibilitando maior perda de carbono da superfície das amostras.

A próxima etapa foi a verificação do tamanho de grão, onde por meio da norma ASTM E112 – 13, e pelo método do intercepto linear de Heyn, foram criadas 5 retas nas micrografias para determinar o tamanho de grão no núcleo e meio raio, conforme exemplifica a Figura 5.25.

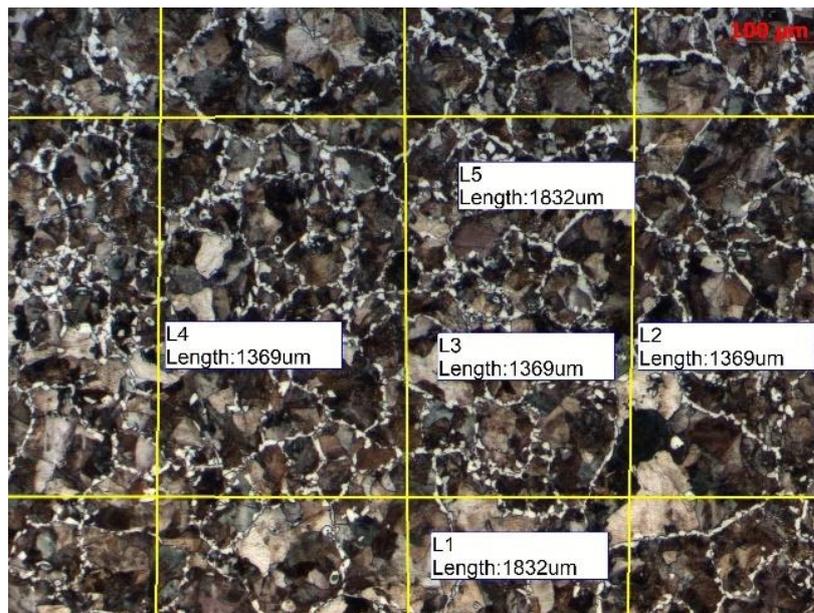


Figura 5.25 - Retas para determinação do tamanho de grão conforme Método de Heyn para núcleo e meio raio [Elaborado pelo Autor].

Para esta análise, núcleo e meio raio foram analisados da mesma forma, entretanto devido a decarbonetação e ao aumento excessivo da ferrita no contorno de grão, não foi realizada uma análise confiável da região de superfície, sendo então os resultados do tamanho de grão considerados apenas para meio raio e núcleo. Os tamanhos de grãos médios referentes à região de núcleo e meio raio são apresentados na Tabela 5.2:

Tabela 5.2 - Tamanho de grão médio no núcleo e meio raio [Elaborado pelo Autor]

Núcleo			Meio Raio		
Taxa de Resfriamento	Comprimento Linear Médio	Tamanho de Grão ASTM	Taxa de Resfriamento	Comprimento Linear Médio	Tamanho de Grão ASTM
0,8 °C/s	131 µm	3	0,8 °C/s	141 µm	2
1,0 °C/s	125 µm	3	1,0 °C/s	146 µm	2
1,8 °C/s	119 µm	3	1,8 °C/s	162 µm	2
2,9 °C/s	127 µm	3	2,9 °C/s	146 µm	2

Conforme os resultados, a região do núcleo ficou com um tamanho de grão menor que a região de meio raio, e apesar da variação da taxa de resfriamento, todas as amostras tiveram o mesmo comportamento na região analisada. Este comportamento era esperado desde a análise da fibragem na simulação, onde mostrou que o núcleo sofria mais deformação que a região de meio raio e superfície, sendo corroborado com a análise de fibragem realizada na prática.

5.8. Medidas de Dureza

Quanto aos demais corpos de prova seccionados na transversal, foram avaliadas as durezas de núcleo e região próxima da superfície, além disso foi coletado um corpo de prova do lote retirado para amostras para análise da dureza conforme fornecimento, desta forma, a Tabela 5.3 exibe as médias e seus respectivos desvio padrão, dos resultados obtidos para tais condições, os valores na íntegra podem ser encontrados no Anexo B:

Tabela 5.3 - Tabela de durezas superficiais e de núcleo [Elaborado pelo Autor].

	Fornecido	Taxa 0,8 °C/s	Taxa 1,0 °C/s	Taxa 1,8 °C/s	Taxa de 2,9°C/s
Dureza Próxima da Superfície (HBw)	271,67 ± 0,58	283,67 ± 5,86	293,33 ± 3,51	286,00 ± 4,00	283,33 ± 12,66
Dureza de Núcleo (HBw)		284,33 ± 2,08	290,33 ± 10,21	290,00 ± 10,44	288,33 ± 3,51

Tais informações apresentadas em tabelas foram mais profundamente analisadas por meio de gráficos *boxplot*, apresentados por meio da Figura 5.26 que contém as informações das durezas próximas da superfície e de núcleo, com as linhas horizontais no interior dos boxes representando os valores médios e as barras verticais os valores máximos e mínimos obtidos.

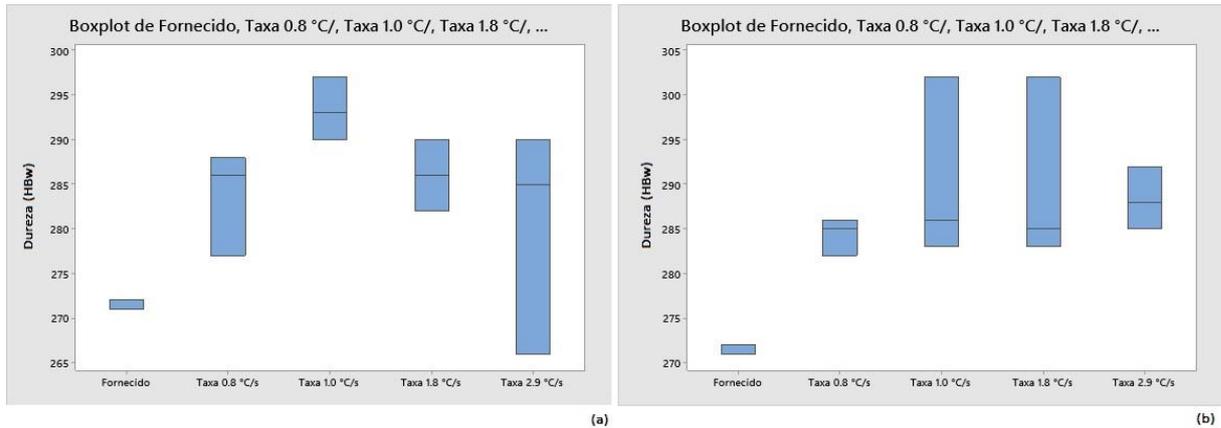


Figura 5.26 - Gráficos com valores de dureza (a) Superficiais e (b) Núcleo [Elaborado pelo Autor].

Uma das funções da análise do gráfico *boxplot* é avaliar se há pontos fora da curva, que podem mascarar as interpretações estatísticas dos gráficos obtidos, onde é possível ver que não foram identificados pontos fora da normalidade. Contudo, estes valores apresentados em gráficos *boxplot* não permitem interpretações adequadas, sendo necessárias outras análises estatísticas para interpretação da real diferença entre tais valores, desta forma, a primeira análise é se existe diferença significativa entre as durezas de núcleo e próxima da superfície, apresentadas na Figura 5.27.

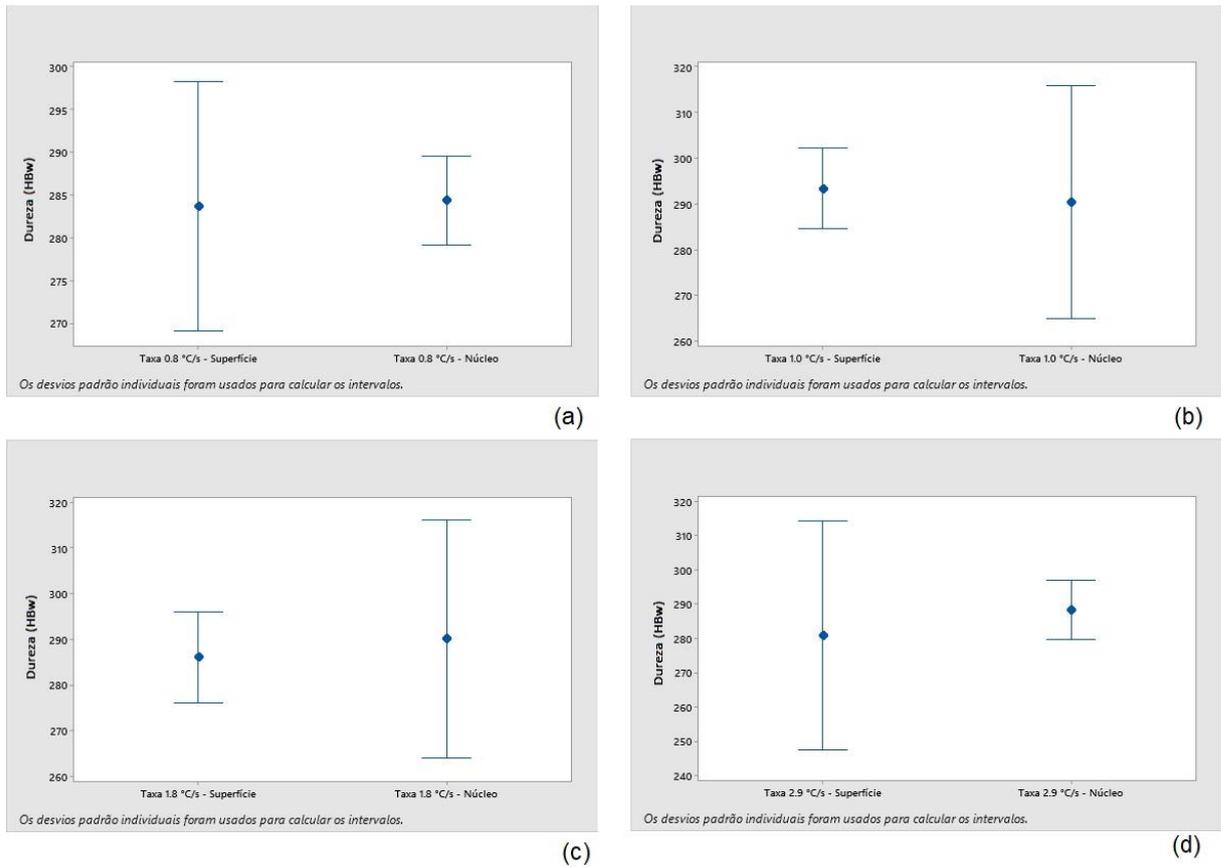


Figura 5.27 - Gráficos de intervalo das taxas de resfriamento (a) 0,8 °C/s, (b) 1,0 °C/s, (c) 1,8 °C/s e (d) 2,9 °C/s [Elaborador pelo Autor].

Conforme os gráficos apresentados na Figura 5.27, é possível analisar que não há uma variação entre dureza de núcleo e superfície, desta forma é possível afirmar estatisticamente com 95% de certeza que não existe diferença significativa entre as durezas sob mesma condição de taxa de resfriamento entre núcleo e superfície. De forma que os valores podem ser somados e analisados como uma dureza média da amostra como um todo. Da mesma análise, a Figura 5.28 compara as durezas próximas da superfície e de núcleo entre as taxas de resfriamento utilizadas nas amostras.

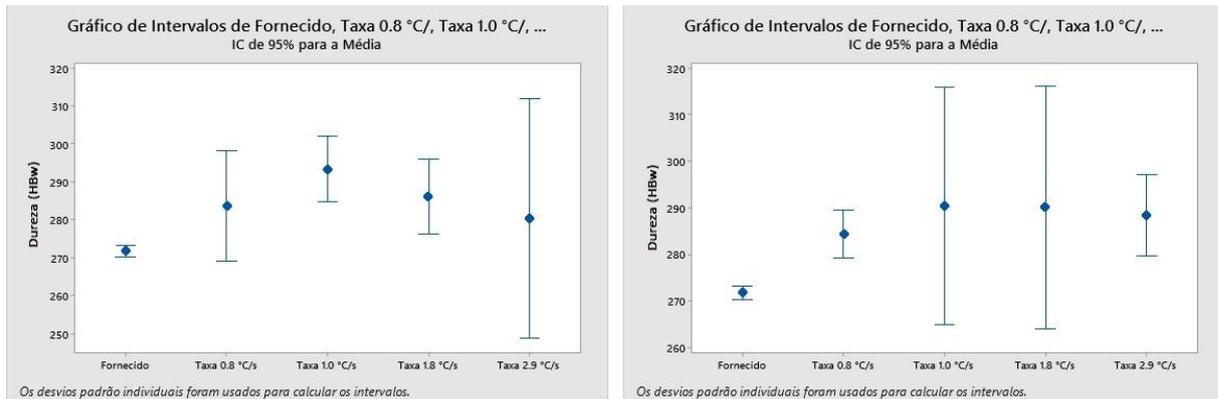


Figura 5.28 - Gráfico de intervalo das taxas de resfriamento para durezas: (a) Superficial e (b) Núcleo [Elaborado pelo Autor].

A mesma análise feita na Figura 5.27, pode ser replicada na Figura 5.28 onde, por meio dos resultados apresentados a conclusão é que com 95% de confiança é possível afirmar estatisticamente que não houve diferença entre as médias de durezas próxima da superfície e de núcleo para as amostras analisadas. Além disso, foi possível afirmar que não houveram diferenças entre as durezas obtidas por cada taxa de resfriamento neste estudo. Desta forma, este estudo corrobora com a referencia bibliográfica e as impressões obtidas na indústria de que a medição de dureza não é uma forma confiável de parâmetro para estabelecer os próximos processos e conforme Sugimoto, Hojo e Srivastava (2019) o aumento de dureza em aços microligados se dá pela formação de precipitados, de forma que para este estudo não foi identificada uma variação de dureza dentro dos intervalos de taxa de resfriamento analisados.

5.9. Desgaste de Inserto

Ao final da primeira etapa de usinagem, onde os corpos de prova ficaram conforme Figura 5.19, os insertos foram separados e analisados via MEV, realizando uma análise da aresta de corte, apresentada na Figura 5.29, já com as medidas VB apresentadas nas imagens.

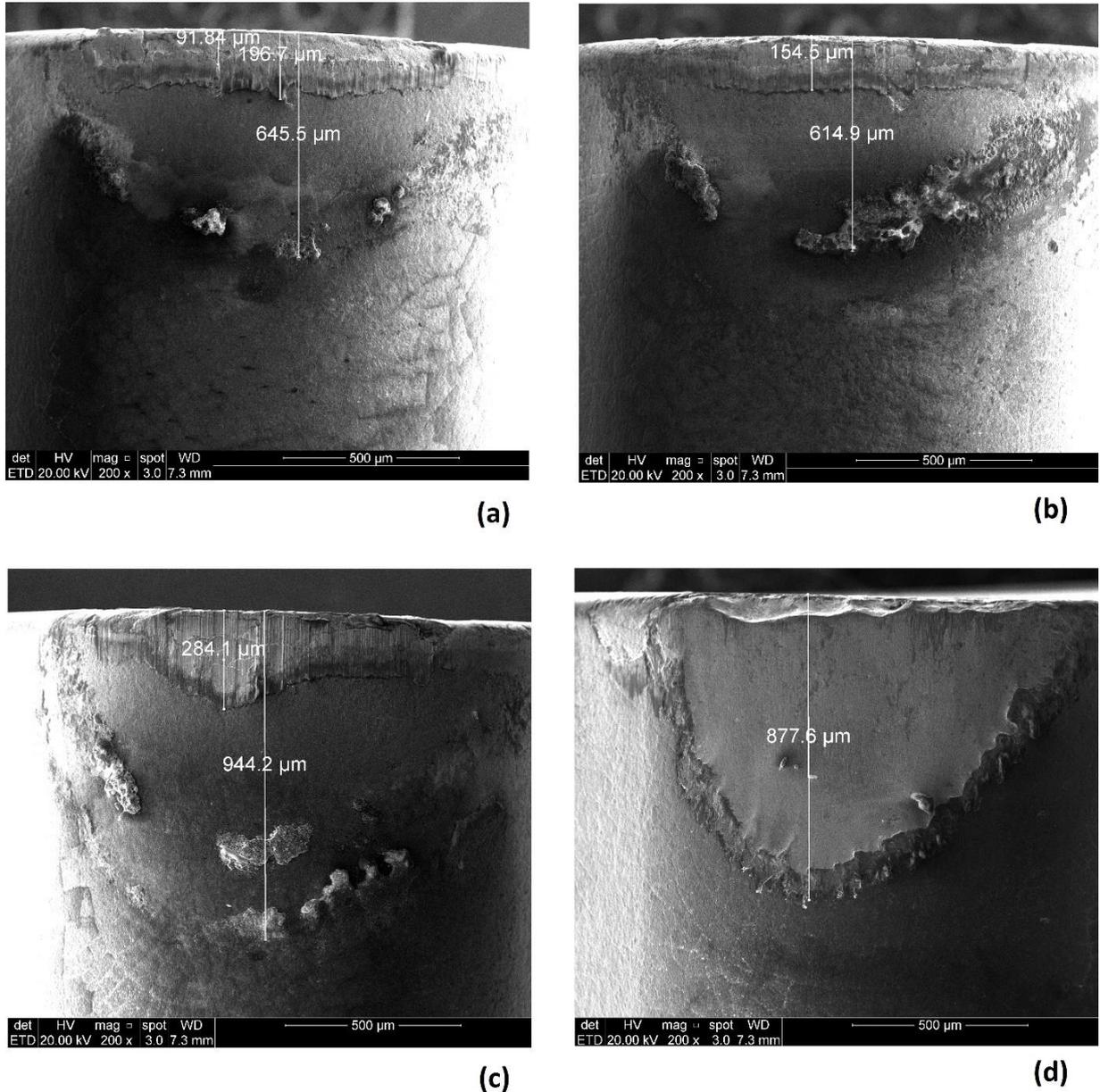


Figura 5.29 – MEV com 200x ampliação da aresta de corte dos insertos utilizados para usinagem de acordo com as taxas de resfriamento (a) 0,8 °C/s, (b) 1,0 °C/s, (c) 1,8 °C/s e (d) 2,9 °C/s [Elaborado pelo Autor].

Outro resultado interessante foi que na taxa de resfriamento de 2,9 °C/s onde o desgaste foi mais acentuado, não houve incidência de aderência de material no inserto, situação verificada nas demais três taxas de resfriamento, onde na taxa de 1,8 °C/s foi evidenciado material aderido a uma distância de aproximadamente 940 µm da aresta de corte e para as taxas de 0,8 °C/s e 1,0 °C/s foi verificado material aderido a uma distância de aproximadamente 630 µm. A principal hipótese para este

fenômeno ocorre que o material aderiu inicialmente no inserto, contudo, serviu de mecanismo de desgaste para aumentar o VB após determinada quantidade de material usinado.

Conforme os resultados apresentados na Figura 5.29, o desgaste ocorreu de forma crescente e correlacionada com a taxa de resfriamento, podendo ser sintetizado no gráfico da Figura 5.30.

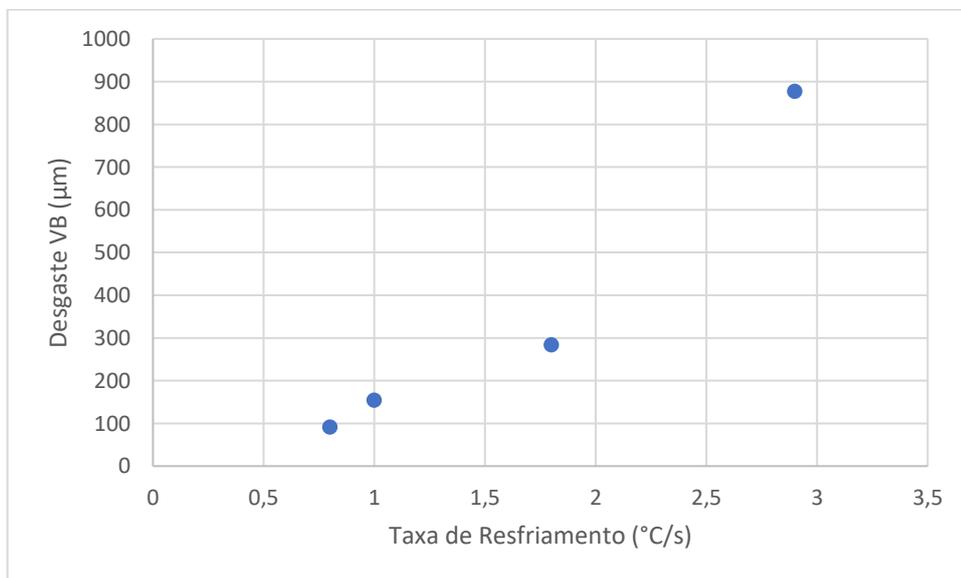


Figura 5.30 - Correlação entre taxa de resfriamento e desgaste VB [Elaborado pelo Autor].

De forma que os resultados apresentados permitem realizar a correlação entre o controle da taxa de resfriamento pós forjamento com o critério de desgaste VB dos insertos de usinagem.

5.10. Análise do Cavaco

O processo de usinagem para cada amostra apresentou uma grande quantidade de cavaco. Como o inserto selecionado não possui perfil de quebra de cavaco, é possível observar, conforme apresentado na Figura 5.31, que o processo apresentou um cavaco em formato espiralado e longo.



Figura 5.31 - Acúmulo de cavaco durante usinagem de uma amostra [Elaborado pelo Autor].

Deste cavado gerado durante os processos, foram selecionados alguns filetes, aleatoriamente, para representar cada um dos lotes de resfriamento, apresentados na Figura 5.32.

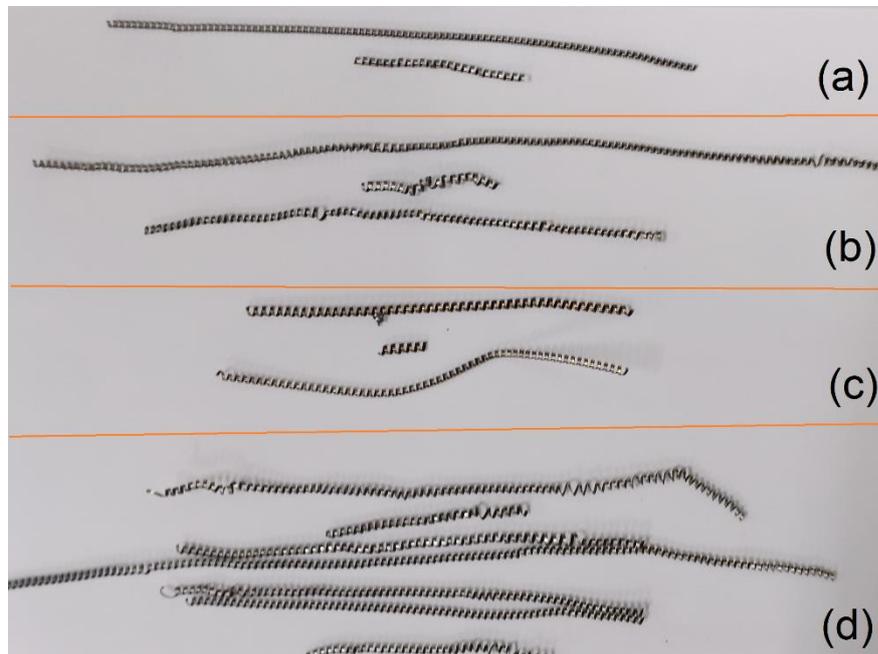


Figura 5.32 - Cavacos separados conforme processos de usinagem para taxa de resfriamento conforme: (a) $0,8 \text{ } ^\circ\text{C/s}$, (b) $1,0 \text{ } ^\circ\text{C/s}$, (c) $1,8 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ e (d) $2,9 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ [Elaborado pelo Autor].

Os mesmos foram cortados para um tamanho máximo de 30 mm, passaram por uma limpeza com álcool e banho em ultrassom e analisados via MEV. A Figura 5.33 apresenta imagens destes cavacos obtidas via MEV.

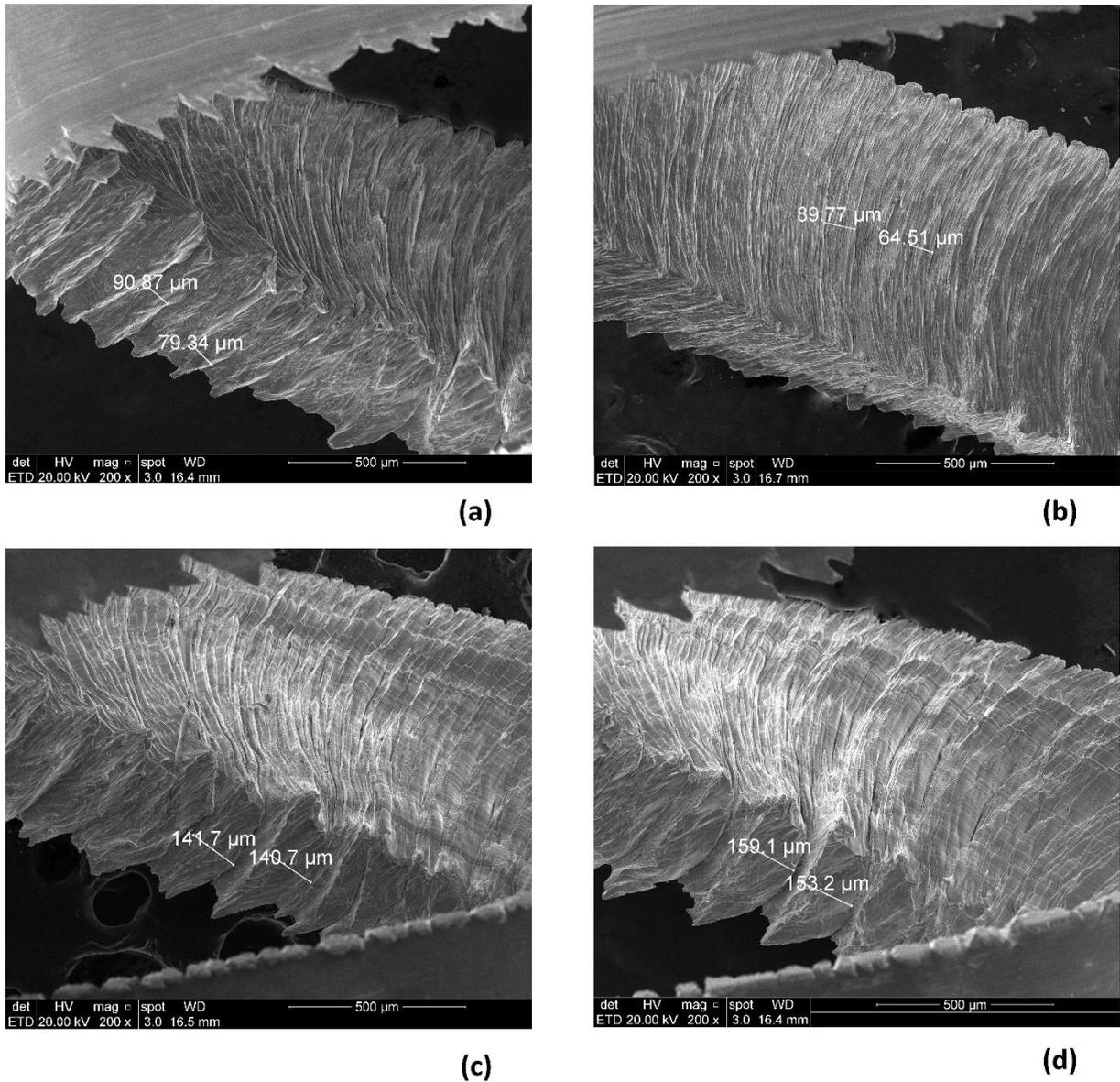


Figura 5.33 - Análise MEV com ampliação de 200x de cavaco oriundo da usinagem das amostras conforme taxa de resfriamento: (a) 0,8 °C/s, (b) 1,0 °C/s, (c) 1,8 °C/s e (d) 2,9 °C/s [Elaborado pelo Autor]

Com as imagens obtidas da Figura 5.33 foi possível verificar que conforme a taxa de resfriamento utilizada, o comprimento da banda de cisalhamento aumentou, onde para as taxas de 0,8 °C/s e 1,0 °C/s o comprimento máximo ficou em aproximadamente 90 µm, para a taxa de 1,8°C/s o comprimento aumentou para 140 µm e para a última taxa de resfriamento analisada, 2,9 °C/s, o comprimento obtido ficou em aproximadamente 155 µm, conforme Ebrahimi e Moshksar (2009) foram obtidas largas bandas de cisalhamento, entretanto, houve uma variação conforme

alteração da taxa de resfriamento. O gráfico apresentado na Figura 5.34 apresenta a correlação da taxa de resfriamento com o comprimento da banda de cisalhamento obtida na análise dos cavacos.

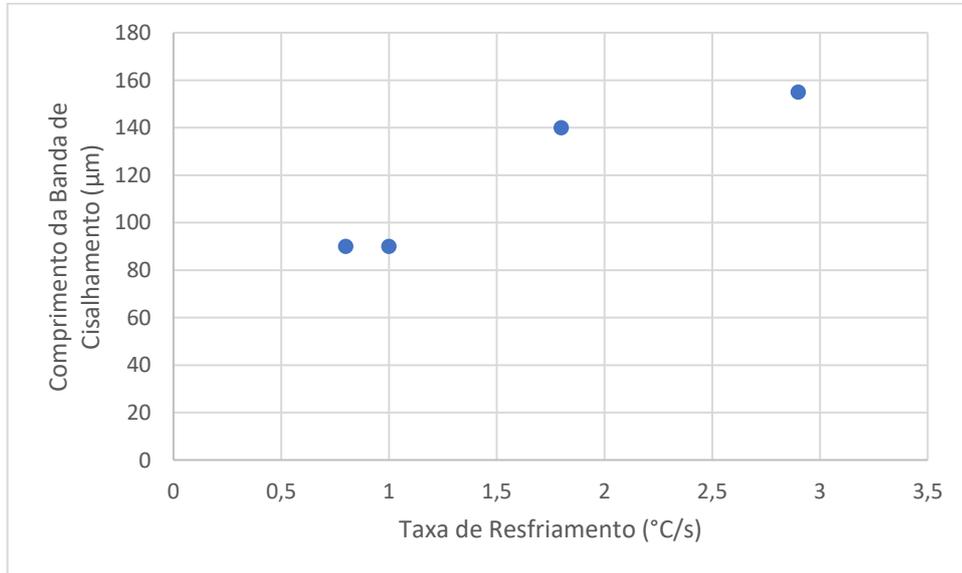


Figura 5.34 - Correlação entre taxa de resfriamento e comprimento da banda de cisalhamento do cavaco [Elaborado pelo Autor].

Onde é possível de observar que conforme a taxa de resfriamento foi aumentada, o comprimento da banda de cisalhamento também aumentou, sugerindo uma possível correlação. E para as taxas de resfriamento de 0,8 °C/s e 1,0 °C/s, por serem muito próximas, não foram encontradas diferenças nas bandas de cisalhamento, sugerindo que entre as taxas de 1,0 °C/s e 1,8 °C/s um intervalo de taxa de resfriamento cria um aumento significativo na banda de cisalhamento, sendo atenuado novamente no intervalo entre 1,8°C/s e 2,9 /c/s.

5.11. Rugosidade

A rugosidade foi em termos de Ra da região usinada, avaliando um trecho de 2,5 mm com filtro RC, conforme especificações do equipamento. Para tais parâmetros foram encontradas as médias de rugosidade e seu respectivo desvio padrão, apresentadas na Tabela 5.4, a tabela com todas as medidas pode ser avaliada no Anexo C.

Tabela 5.4 - Valores de rugosidade (Ra) [Elaborado pelo Autor].

Taxa 0,8 °C/s	Taxa 1,0 °C/s	Taxa 1,8 °C/s	Taxa 2,9 °C/s
7,16 ± 2,13 μm	1,98 ± 0,77 μm	1,83 ± 0,07 μm	1,67 ± 0,12 μm

Conforme os resultados encontrados, a amostra com taxa de resfriamento de 0,8 °C/s apresentou uma superfície com maior rugosidade, a hipótese é que devido a alguma variável que não foi controlada, como vibração neste processo. Para a taxa de 1,0 °C/s houve uma redução na rugosidade quando comparada com o lote resfriado ao ar, mas superior às outras duas taxas de resfriamento. Pela análise de rugosidade não foi possível identificar nenhum padrão de comportamento do material, com exceção de que as taxas de 0,8 °C/s e 1,0 °C/s tiveram uma variação quando comparadas às taxas de 1,8 °C/s e 2,9 °C/s. Conforme explicado por Panda et al (2019), um dos principais fatores da rugosidade dos aços microligados é a velocidade de corte, entretanto esta se manteve a mesma nos corpos de prova, sendo variada a rotação, de forma que a condição de resfriamento possivelmente influencia nesta resultante do processo de usinagem.

5.12. Ensaio de Tração

Após todas as análises, as amostras foram encaminhadas ao fornecedor para usinagem final no perfil do corpo de prova de tração, conforme Figura 5.35:



Figura 5.35 - Corpo de prova para ensaio de tração [Elaborado pelo Autor].

A etapa seguinte, foi marcar o intervalo de 45 mm no corpo de prova para análise posterior da deformação. Desta forma foram iniciados os ensaios de tração dos corpos de prova para as amostras com taxa de resfriamento de 0,8 °C/s, cujos resultados são apresentados na Figura 5.36.

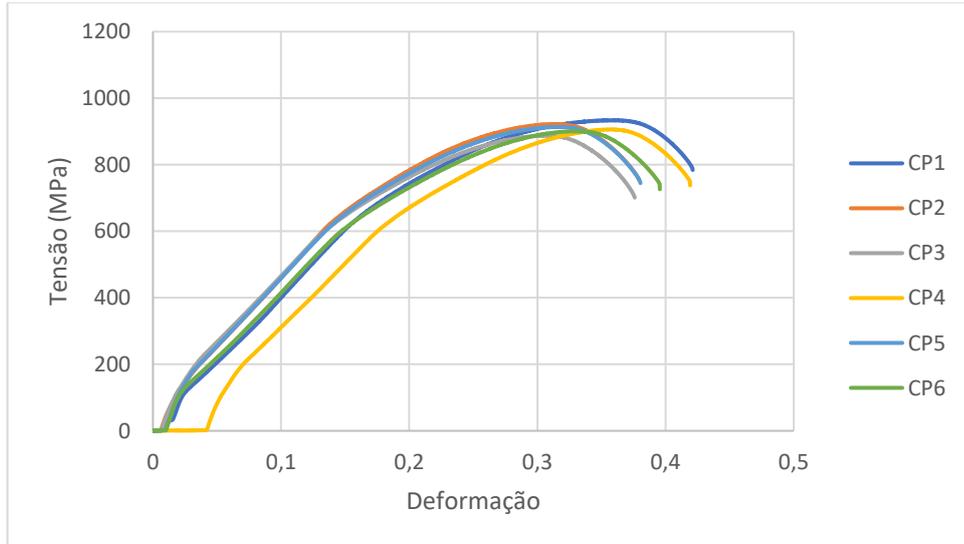


Figura 5.36 - Gráfico tensão por deformação - amostras 0,8 °C/s [Elaborado pelo Autor].

De mesma forma, os corpos de prova das amostras referente ao lote resfriado a uma taxa de 1,0 °C/s foram ensaiados, e os resultados são apresentados na Figura 5.37.

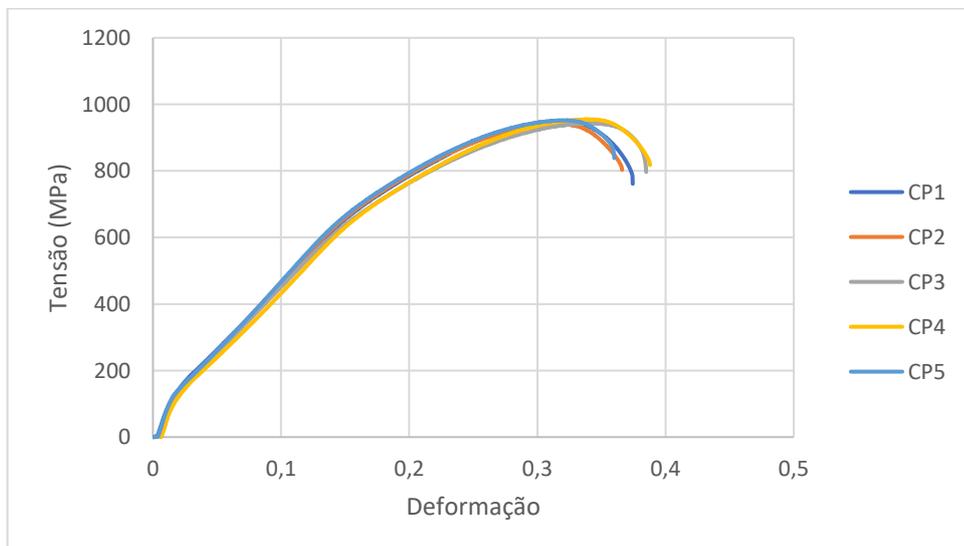


Figura 5.37 - Gráfico tensão por deformação - Amostras 1,0 °C/s [Elaborado pelo Autor].

Para as amostras do lote resfriado à 1,0 °C/s vale ressaltar para uma das amostras, foi perdido o dado durante o ensaio. Seguindo os ensaios as próximas amostras ensaiadas foram referentes ao lote com a taxa de resfriamento de 1,8 °C/s, com o gráfico apresentado na Figura 5.38.

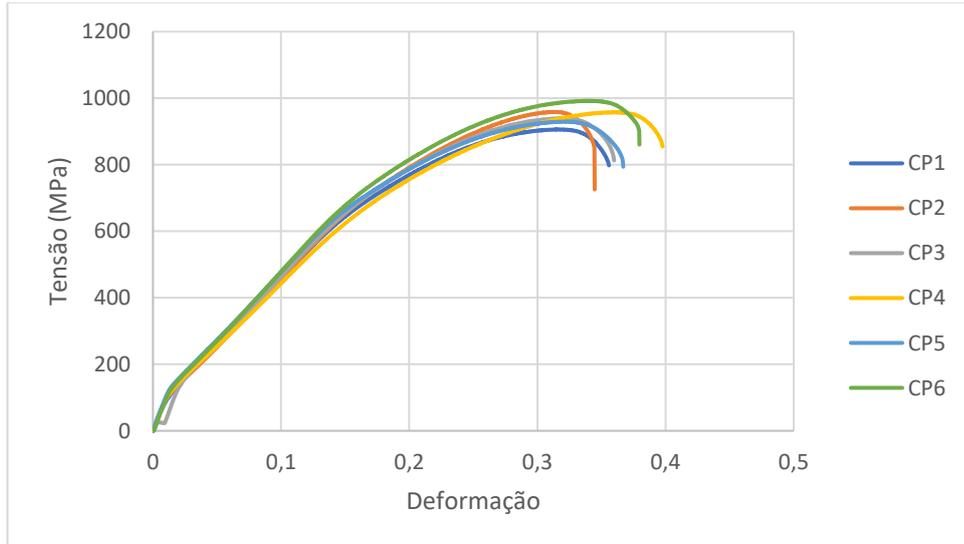


Figura 5.38 - Gráfico tensão por deformação - Amostras 1,8 °C/s [Elaborado pelo Autor].

Por fim, as amostras referentes às taxas de 2,9 °C/s foram tracionadas chegando aos resultados apresentados na Figura 5.39.

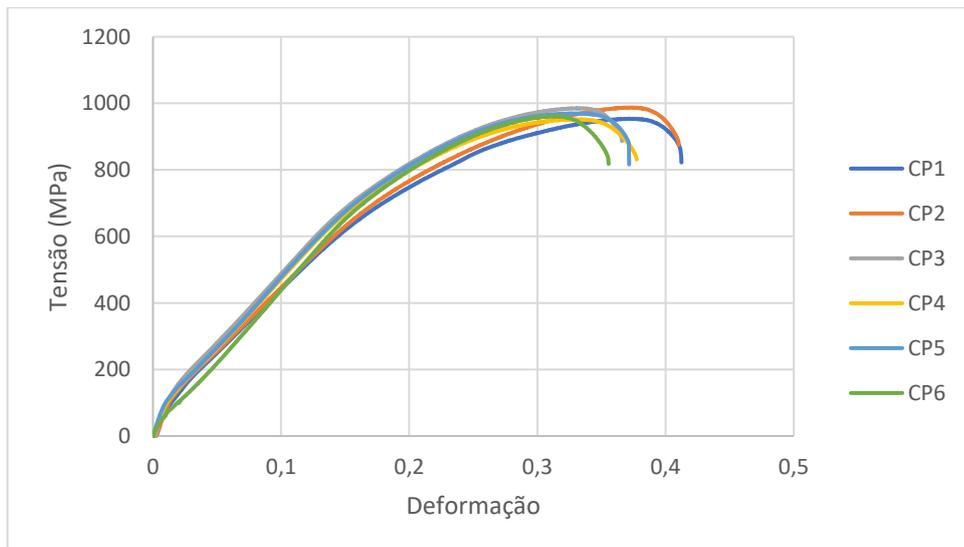


Figura 5.39 - Gráfico tensão por deformação - Amostras 2,9 °C/s [Elaborado pelo Autor].

Com estes ensaios, foi possível obter algumas informações dos corpos de prova com relação às propriedades mecânicas, ressaltando que, como um dos lotes teve o comportamento de apenas cinco amostras, uma amostra de cada um dos lotes foi descartada, desta forma todos os lotes ficaram com um número igual de amostras para análise, para melhor visualização, tais informações foram adaptadas conforme

Tabela 5.5 com os valores médios e respectivos desvio padrão. Os valores encontrados em todos os corpos de prova podem ser encontrados no Anexo D.

Tabela 5.5 - Propriedades Mecânicas de Interesse [Elaborado pelo Autor].

Taxa	Deformação (adm)	Limite de Resistência à Tração (MPa)
0,8 °C/s	0,178 ± 0,020	905,83 ± 13,25
1,0 °C/s	0,152 ± 0,013	947,59 ± 5,99
1,8 °C/s	0,142 ± 0,013	955,20 ± 23,90
2,9 °C/s	0,128 ± 0,008	971,38 ± 14,51

Ainda assim tais valores apresentados nas tabelas não possibilitam uma interpretação confiável, desta forma os valores foram validados via gráficos *boxplot*, conforme Figura 5.40.

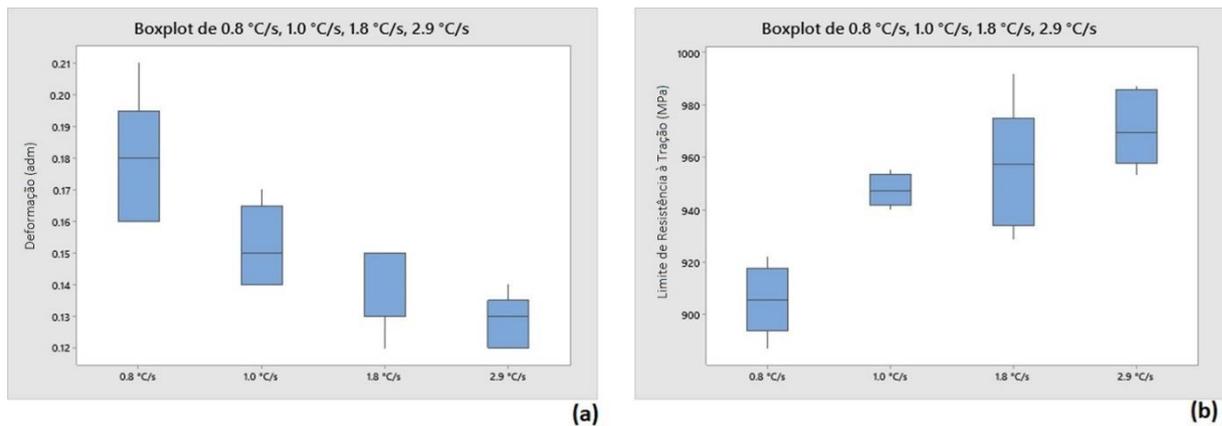


Figura 5.40 - Gráfico Boxplot (a) Deformação, (b) Limite de resistência à tração [Elaborado pelo Autor].

Sendo possível então validar que os valores obtidos não apresentavam pontos fora curva, seguindo então para análise dos gráficos de intervalos, apresentado na Figura 5.41:

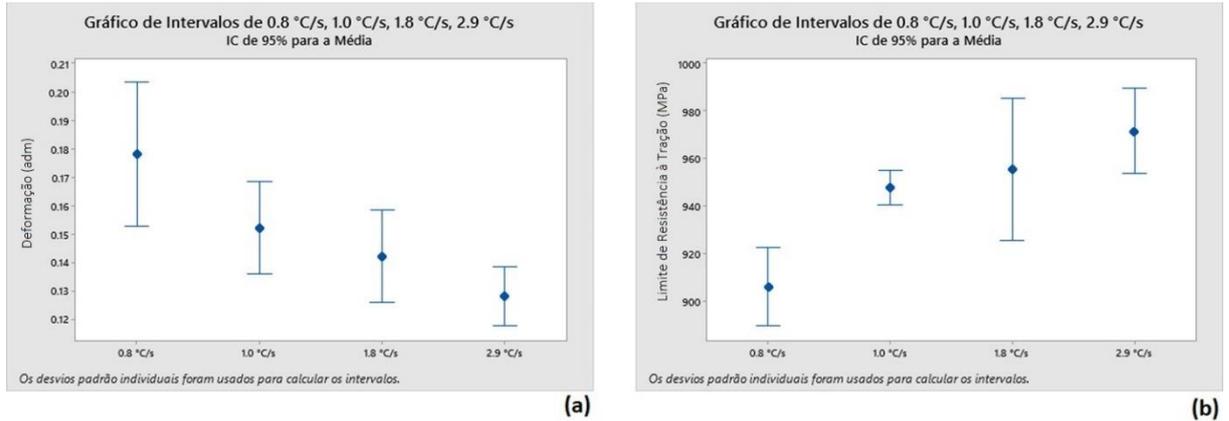


Figura 5.41 - Gráfico de intervalos para (a) Deformação, (b) Limite de resistência à tração [Elaborado pelo Autor].

Desta forma, foi possível verificar que não há variação nas deformações entre as taxas de 0,8 °C/s, 1,0 °C/s e 1,8 °C/s, nem para as taxas 1,0 °C/s, 1,8 °C/s e 2,9 °C/s, correspondendo ao esperado, conforme Equbal *et al* (2018). Mas foi encontrada uma diferença, com 95 % de confiança, entre as taxas 0,8 °C/s e 2,9 °C/s. Com relação ao limite de resistência à tração é possível afirmar que existe uma diferença entre as taxas de resfriamento de 0,8 °C/s, resfriada ao ar, quando comparada às taxas referente à convecção forçada de 1,0 °C/s, 1,8 °C/s e 2,9 °C/s. Conforme os resultados obtidos no desgaste do inserto, avaliados em conjunto dos resultados do ensaio de tração, a hipótese é que a deformação explique a diferença pronunciada entre os desgaste das três primeiras taxas de resfriamento, quando comparadas com a taxa de 2,9 °C/s.

Para uma avaliação mais criteriosa, foi realizado um teste ANOVA de um fator para investigar se as médias das amostras são iguais ou se existe diferença significativa entre estas médias. Para isso, o primeiro passo foi validação da normalidade das amostras, apresentados na Figura 5.42:

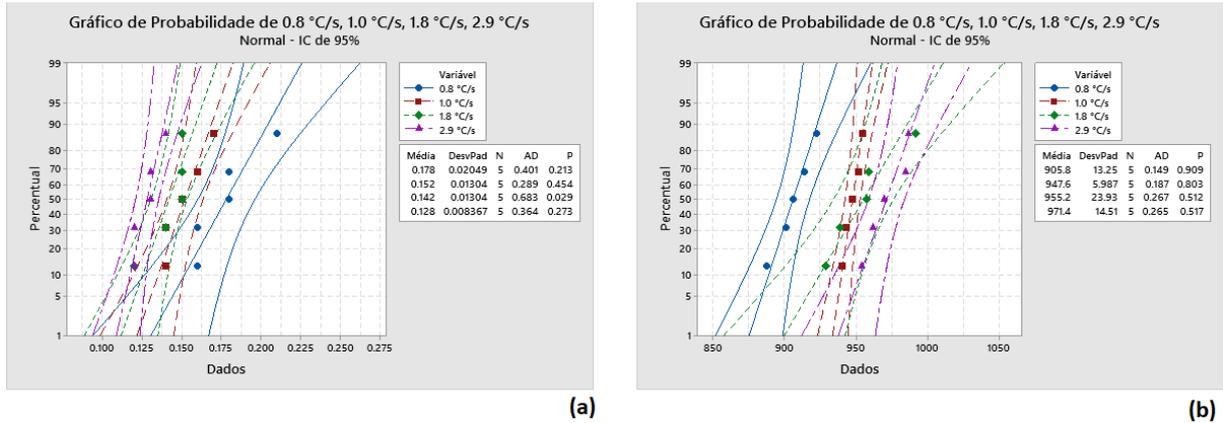


Figura 5.42 - Gráfico de probabilidade normal (a) Deformação e (b) Limite de resistência à tração [Elaborado pelo Autor].

Conforme os resultados obtidos, o único conjunto de dados que não teve uma distribuição normal foram referentes às amostras 1,8 °C/s com relação à deformação, os demais resultados apresentaram uma distribuição normal. Como as amostras de deformação para taxa de 1,8 °C/s não apresentaram distribuição normal, foi investigada a distribuição correlacionada aos resultados encontrados, chegando aos dados apresentados na Figura 5.43:

Teste de Qualidade de Ajuste

Distribuição	AD	P	TRV	P
Normal	0.683	0.029		
Transformação de Box-Cox	0.621	0.045		
Lognormal	0.705	0.025		
Lognormal de 3 Parâmetros	0.763	*	0.483	
Exponencial	1.990	0.005		
Exponencial de 2 Parâmetros	0.976	0.025	0.000	
Weibull	0.817	0.024		
Weibull de 3 Parâmetros	0.805	0.014	0.535	
Menor Valor Extremo	0.805	0.025		
Maior Valor Extremo	0.764	0.034		
Gama	0.778	0.045		
Gama de 3 Parâmetros	3.331	*	1.000	
Logística	0.701	0.033		
Loglogística	0.720	0.028		
Loglogística de 3 Parâmetros	0.701	*	0.507	

Figura 5.43 - Identificação da distribuição da deformação na taxa de 1,8 °C/s [Elaborado pelo Autor].

Conforme resultados, a distribuição característica para os resultados encontrados para deformação à uma taxa de 1,8 °C/s condiz com uma distribuição exponencial. De forma que a distribuição desta taxa na deformação não era normal, optou-se por não normalizar a mesma e desconsiderar para o estudo ANOVA. A próxima etapa do estudo seria avaliar a igualdade das variâncias das amostras, sendo apresentadas na Figura 5.44, ressaltando que os resultados da deformação para a taxa de resfriamento de 1,8 °C/s foram desconsiderados a partir deste estudo.

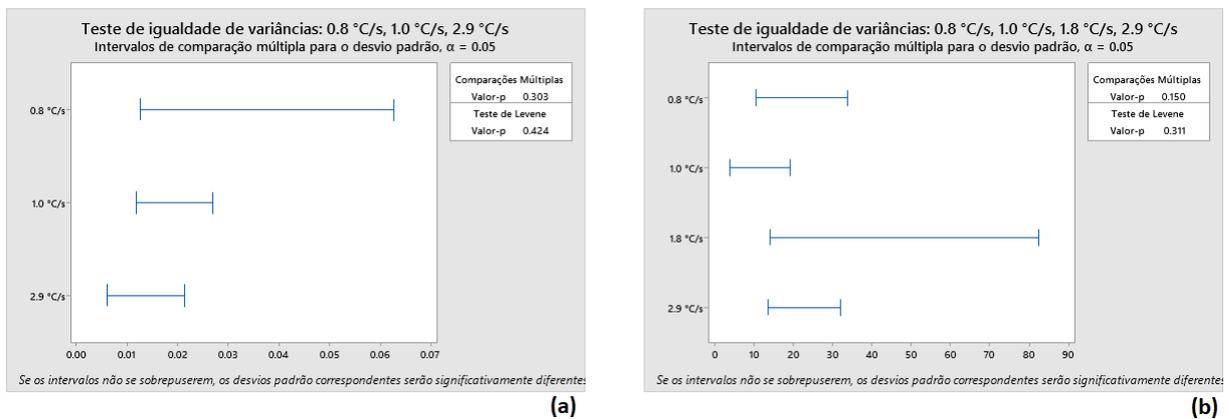


Figura 5.44 - Teste de igualdade de variâncias para (a) Deformação e (b) Limite de resistência à tração [Elaborado pelo Autor].

Com isso o p valor para deformação foi de 0,202 e o p valor para o limite de resistência à tração foi de 0,150 desta forma as variâncias são iguais, podendo então realizar o último teste, ANOVA, apresentado na Figura 5.45.

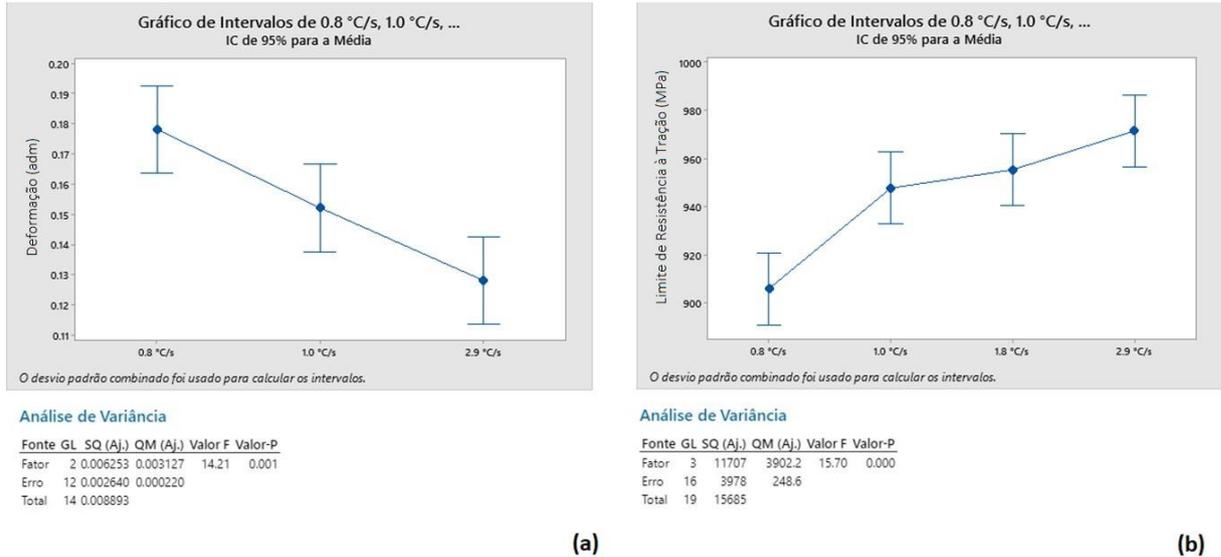


Figura 5.45 - Estudo ANOVA (a) Deformação e (b) Limite de resistência à tração [Elaborado pelo Autor].

Resultando então em um p valor de 0,001 para o estudo da deformação e 0,000 para o estudo do limite de resistência à tração, com isso é possível afirmar com 95% de confiabilidade que as médias encontradas são diferentes e a deformação reduz, conforme há um aumento na taxa de resfriamento e o limite de resistência à tração aumenta, conforme é aumentada a taxa de resfriamento.

Desta forma, o trabalho encerra apontando que as possíveis influências para a variação da vida útil dos insertos, pode ser originada do desgaste ao qual o limite de resistência à tração e a deformação se mostraram as propriedades responsáveis por tal comportamento, ainda foi possível estabelecer que a dureza se mostra como um parâmetro de controle errôneo para tentar prever a vida útil das ferramentas de usinagem. A deformação aplicada resultou em uma deformação não muito significativa, onde não foram observadas variações significativas com relação ao tamanho de grão, de mesma forma a microestrutura não foram encontradas variações em diferentes regiões das peças. O processo de simulação se mostrou confiável quanto aos resultados obtidos com relação à força de conformação e análise de fibragem do corpo de prova forjado, de mesma forma as tensões aplicadas nas ferramentas também puderem ser avaliadas de modo que, apesar da baixa quantidade de peças forjadas, as ferramentas não quebraram. É possível fechar este trabalho correlacionando a intensidade do desgaste dos insertos de usinagem de forma direta com o aumento da taxa de resfriamento. Com isso, este trabalho pode

ser replicado na indústria mediante avaliação dos perfis de resfriamento das peças, e conforme no exemplo apresentado no trabalho, o controle de velocidade de esteira e acionamento de ventiladores têm um forte impacto nas propriedades mecânicas dos componentes forjados, que por sua vez degradam os insertos de forma mais acentuada. Fica em aberto a reprodutibilidade deste trabalho para geometrias complexas na indústria, de modo que cada empresa deve correlacionar os resultados desta dissertação com seus respectivos processos de modo a otimizar a vida útil dos insertos de usinagem conforme perfil de resfriamento das peças produzidas.

6. CONCLUSÕES

A academia precisa auxiliar a indústria de modo a evoluir processos e produtos, visando tornar o país um expoente de tecnologia, desta forma é importante uma aproximação e a quebra de paradigmas na indústria bem como o desenvolvimento de uma cultura de pesquisa e aprimoramento contínuo. Com estas premissas em mente, a elaboração do tema desta dissertação se tornou possível, partindo de um problema relacionado à eficiência no processo de usinagem de componentes forjados com aço microligado DIN 38MnVS6, e desenvolvida uma metodologia de investigação.

A partir dos resultados obtidos, foi possível avaliar os impactos da taxa de resfriamento com relação às propriedades mecânicas, formação de cavaco e desgaste dos insertos, além de realizar um comparativo entre simulação numérica e processo prático de forjamento de modo que os resultados de fibragem da simulação corresponderam com a fibragem obtida nas amostras pós forjamento, podendo correlacionar a variação do tamanho de grão ASTM 3 no núcleo e ASTM 2 em meio raio das amostras.

Outra conclusão foi a eficácia de realizar a simulação numérica para dimensionamento das amostras para volume de usinagem para desgaste e com relação a respeitar o limite máximo de força de conformação da prensa utilizada para o experimento, cumprindo o limite apresentado na simulação nas 28 conformações realizadas. A composição química do material cumpria os requisitos apresentados em norma.

Todas as taxas de resfriamento investigadas resultaram em uma microestrutura ferrítica-perlítica na região do núcleo e meio raio, entretanto para as taxas de 0,8 °C/s e 1,0 °C/s na superfície das amostras, devido à uma taxa de resfriamento menos severa, houve descarbonetação, gerando então uma estrutura ferrítica na superfície

e na região do contorno de grão da superfície. Com relação à dureza para região próxima da superfície foram encontradas em HBw $283,67 \pm 5,86$, $293,33 \pm 3,51$, $286,00 \pm 4,0$ e $283,33 \pm 12,66$ e na região de núcleo as durezas $284,33 \pm 2,08$, $290,33 \pm 10,21$, $290,00 \pm 10,44$ e $283,33 \pm 3,51$ para as taxas de $0,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$, $1,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$, $1,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e $2,9 \text{ }^\circ\text{C/s}$, respectivamente, entretanto não foi possível comprovar estatisticamente que estes resultados são diferentes.

Foi encontrada uma correlação inversamente proporcional entre a deformação e a taxa de resfriamento, e de forma proporcional entre o limite de resistência à tração e as taxas, de forma que para uma taxa de $0,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$ foi encontrado um limite de resistência à tração médio de $905,83 \pm 13,25 \text{ MPa}$ com uma deformação de $0,178 \pm 0,020$, para a taxa de $1,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$ foi encontrado um limite de resistência à tração de $947,59 \pm 5,99 \text{ MPa}$ e deformação de $0,152 \pm 0,013$, já para a taxa de $1,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$ foi encontrado um limite de resistência à tração de $955,20 \pm 23,90 \text{ MPa}$ e deformação de $0,142 \pm 0,013$ e por fim, para a taxa de resfriamento $971,38 \pm 14,51 \text{ MPa}$ com uma deformação de $0,128 \pm 0,008$.

Em relação ao desgaste dos insertos, foi avaliado o desgaste VB gerando no inserto para cada taxa de resfriamento, chegando aos valores de $196,7 \text{ } \mu\text{m}$, $154,5 \text{ } \mu\text{m}$, $284,1 \text{ } \mu\text{m}$ e $877,6 \text{ } \mu\text{m}$, para as taxas de resfriamento de $0,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$, $1,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$, $1,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e $2,9 \text{ }^\circ\text{C/s}$ respectivamente. Por meio das análises estatísticas, assumindo que os valores de $196,7 \text{ } \mu\text{m}$, $154,5 \text{ } \mu\text{m}$ e $284,1 \text{ } \mu\text{m}$ são próximos para identificar como uma diferença significativa, o limite de resistência à tração se mostrou como uma possível explicação para o desgaste mais severo na condição de resfriamento $2,9 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

Como a análise do limite de resistência à tração não seria uma análise possível de avaliar em produtos em linha de produção, e conforme resultado obtido de que a dureza não é uma propriedade confiável para avaliar o desgaste nos insertos de usinagem, fica comprovado então que o controle por meio do processo de resfriamento controlado poderá ser uma alternativa viável no chão de fábrica. Este trabalho fecha então concluindo que taxas de resfriamento amenas entre $0,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e $1,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$ reduzem o desgaste e aumentam a vida útil dos insertos de usinagem.

7. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

A seguir são sugeridos temas a serem trabalhados, tendo esta dissertação como base.

1. Avaliação via MEV da formação de carbonetos e carbonitreto para as condições apresentadas nesta dissertação;
2. Estudo da região de recristalização dinâmica durante conformação à quente de aços;
3. Estudo das curvas de resfriamento elevadas para aços microligados com taxa de resfriamento acima de 3,0 °C/s;
4. Levantamento da variação da taxa de resfriamento para peças com seções variadas;
5. Estudo do impacto de resfriamento de forjados microligados em peças seriadas em esteiras;
6. Caracterização das microestruturas obtidas nas taxas de resfriamento de 0,8°C/s, 1,0 °C/s, 1,8 °C/s e 2,9 °C/s.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALTAN, T., NGAILE, G., SHEN, G. **Cold and Hot Forging Fundamentals and Applications**. 3ª ed. United States of America, 2007. 7p

American Society for Testing and Materials. **ASTM E112-13: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. United States. 2021.

American Society for Testing and Materials. **ASTM E8/E8M: Métodos de Ensaio Normalizados para Teste de Tensão de Materiais Metálicos**. Estados Unidos. 2012.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Volume 4 Heat Treating**. 3ª ed. United States of America. 1995. Glossário.

AZAM, M., JAHANZAIB, M., WASIM, A., HUSSAIN, S. **Surface Roughness Modeling Using RSM for HSLA Steel by Coated Carbide Tools**. International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Pakistan, 2015.

AZGHANDI, S., AHMADABADI, V., RAOOFIAN, I., FAZELI, F., ZARE, M., ZABETT, A., REIHANI, H. **Investigation on Decomposition Behavior of Austenite Under Continuous Cooling in Vanadium Microalloyed Steel (30msv6)**. Materials and Design. Iran, 2015. 751 – 758.

BANDINI, C., REGGIANI, B., DONATI, L., TOMESANI, L. **Code Validation and Development of User Routines for Microstructural Prediction with Qform**. Materials Today: Proceedings. Italy, 2015.

- BANGARU, N., SACHDEV, A. **Influence of Cooling Rate on the Microstructure and Retained Austenite in an Intercritically Annealed Vanadium Containing HSLA Steel**. Metallurgical Transactions. United States of America, 1982.
- BIBA, N., VLASOV, A., KRIVENKO, D., DUZHEV, A., STEBUNOV, S. **Closed Die Forging Preform Shape Design Using Isothermal Surfaces Method**. Procedia Manufacturing. Russia, 2020. 268-273.
- BODNAR, R., HANSEN, S. **Effects of Austenite Grain Sizen and Cooling Rate on Widmanstätten Ferrite Formation in Low-Alloy Steels**. Metallurgical and Materials Transactions. United States of America, 1994.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 4^a ed. São Paulo: Editora Edgard Blucher Ltda., 2008. 100 - 101p, 332 – 333p, 450p.
- DAS, A., PATEL, S., BISWAL, B., SAHOO, N., PRADHAN, A. **Performance Evaluation of Various Cutting Fluids Using MQL Technique in Hard Turning of AISI 4340 Alloy Steel**. Measurement. India, 2020.
- DAS, S., GHOSH, A., CHATTERJEE, S., RAO, P. **The Effect of Cooling Rate on Structure and Properties of a HSLA Forging**. Scripta Materialia. India, 2003.
- DEMIR, H. **The Effects of Microalloyed Steel Pre-heat Treatment on Microstructure and Machinability**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Turquia, 2008. 1041-1046.
- DINDORF, R., WOS, P. **Energy-Saving Hot Open Die Forging Processo f Heavy Steel Forgings on an Industrial Hydraulic Forging Press**. Energies. Poland, 2020.
- DUAN, C., WANG, M. **Some Metallurgical Aspects of Chips Formed in High Speed Machining of High Strength Low Alloy Steel**. Scripta Materialia. China, 2005.

- EBRAHIMI, A., MOSHKARSAR, M. **Evaluation of machinability in turning of microalloyed and quenched-tempered steels: Tool Wear, Statistical Analysis, Chip Morphology.** Journal of Materials Processing Technology 209. Iran, 2009. 910 – 921.
- EMAMVERDIAN, A., SUN, Y., CAO, C., PRUNCU, C., WANG, Y. **Current Failure Mechanisms and Treatment Methods of Hot Forging Tools (Dies) – a Review.** Engineering Failure Analysis. China, 2021.
- EQUBAL, M., EQUBAL, A., MUKERJEE, D. **A Full Factorial Design-Based Desirability Function Approach for Optimization of Hot Forged Vanadium Micro-Alloyed Steel.** Metallography, Microstructure and Analysis. India, 2018. 504-523.
- ERÇAYHAN, Y., SAKLAKOGLU, N. **The Effect of Thermomechanical Process on Metallurgical and Mechanical Properties of 38MnVS6 Micro Alloyed Steel.** Materialwiss. Werkstofftech, 2021. 644-654.
- GALIBOIS, A., KRISHNADEV, M., DUBÉ, A. **Control of Grain Size and Sub-Structure in Plain Carbon and high Strength Low Alloy (HSLA) Steels – the Problem and the Prospect.** Metallurgical Transactions. Canada, 1979.
- GARCIA, A., SPIM, J., DOS SANTOS, C.A. **Ensaio dos Materiais.** 1ª ed. Rio de Janeiro, 2000. 1 – 6p.
- GERASIMOV, D., BIBA, N., STEBUNOV, S., MAKSIM, K. **Implementation of Dual Mesh Method for Longitudinal Rolling in Qform V8.** Materials Science Forum. Switzerland, 2016.
- GHOSH, A., DAS, S., CHATTERJEE, S., MISHRA, B., RAO, P. **Influence of Thermo-mechanical Processing and Different Post-cooling Techniques on Structure and Properties of an Ultra Low Carbon Cu Bearing HSLA Forging.** Materials Science and Engineering. India, 2003.

- GU, S., ZHANG, L., RUAN, J., ZHOU, P., ZHEN, Y. **Constitutive Modeling of Dynamic Recrystallization Behaviour and Processing Map of 38MnVS6 Non-Quenched Steel**. Journal of Materials Engineering and Performance. China, 2014.
- GÜNDÜZ, S., COCHRANE, R. **Influence of Cooling rate and Tempering on Precipitation and Hardness of Vanadium Microalloyed Steel**. Materials and Design. Turkey, 2005.
- HARTLEY, P., PILINGER, I. **Numerical Simulation of the Forging Process**. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering. United Kingdom, 2006.
- HIRSCHVOGEL, M., DOMMELEN, H.V. **Some Applications of Cold and Warm Forging**. Journal of Materials Processing Technology, ed 35, 1992. 343-356p.
- HOLAPPA, L., OLLILAINEN, V., KASPRZAK, W. **The Effect of Silicon and Vanadium Alloying on the Microstructure of Air Cooled Forged HSLA Steels**. Journal of Materials Processing Technology. Finland, 2001.
- HSU, C., CHIU, H., LIAO, C., FUH, Y. **An Investigation on Deformation Mechanism of Non-Standard Gear Teeth Forming in the Hot Impression Forging of Multicore Cable Cutter**. Journal of Manufacturing Process. Taiwan, 2020. 168-168.
- HUI, W., ZHANG, Y., SHAO, C., CHEN, S., ZHAO, X., DONG, H. **Effect of Cooling Rate and Vanadium Content on the Microstructure and Hardness of Medium Carbon Forging Steel**. Journal of Materials Science & Technology. China, 2016. 545-551.
- KAUR, J., PABLA, B., DHAMI, S. **A Review on Field Areas of Research in Forging Process Using FEA**. International Journal of Engineering Research & Technology. India, 2016.

- KHAN, R. **Problem Solving and Data Analysis using Minitab A Clear and easy guide to Six Sigma methodology**. Wiley: United Kingdom, 2013.
- KIM, D., PARK, J. **Development of an Expert System for the Process Design of Axisymmetric Hot Steel Forging**. Journal of Materials Processing Technologies. South Korea, 1998.
- LEVANOV, A. **Improvement of Metal Forming Processes by Means of Useful Effects of Plastic Friction**. Journal of Materials Processing Technology. Russia, 1996.
- LI, C., DENG, X., HUANG, L., JIA, Y., WANG, Z. **Effect of Microstructure, Properties, and Sliding Wear Behavior of Low Alloy Wear-Resistant Martensitic Steel**. Wear. China, 2020. 442-443.
- LI, N., Zhao, C., Jiang, Z., Zhang, H. **Flow Behavior and Processing Maps of High-Strength Low-Alloy Steel During Hot Compression**. Materials Characterization. China, 2019. 224-233.
- LIANG, G., TAN, Q., LIU, Y., WU, T., YANG, X., TIAN, Z., ATRENS, A., ZHANG, M. **Effect of Cooling Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Low-Carbon Low-Alloy Steel**. Metals & Corrosion. China, 2021.
- LOBANOV, M., KRASNOV, M., URTSEV, V., DANILOV, S., PASTUKHOV, V. **Effect of Cooling rate on the Structure of Low-Carbon Low-Alloy Steel After Thermomechanical Controlled Processing**. Metal Science and Heat Treatment. Russia, 2019.
- LUKASZEK-SOLEK, A., KRAWCZYK, J., SLEBODA, T., GRELOWSKI, J. **Optimization of the Hot Forging Parameters for 4340 Steel by Processing Maps**. Journal of Materials Research and Technology. Polônia, 2019. 3281-3290.

- MADHANKUMAR, S., NARAYANAN, K., HARINI, V., GOKULRAJ, K., SELVAKUMAR, S., DARSHINI R., DARSHINI, K., HARIKRISHNAN, T. **Study and Selection of Hot Forging Die Materials and Hardness**. Materials Today. India, 2021. 6563-6566.
- MAROPOULOS, A., RIDLEY, N. **Inclusions and Fracture Characteristics of HSLA Steel Forgings**. Material Science and Engineering. Greece, 2004.
- NAHRMANN, M., MATZENMILLER, A. **A Critical Review and Assessment of Different Thermoviscoplastic Material Models for Simultaneous Hot/Cold Forging Analysis**. International Journal of Material Forming. Alemanha, 2021. 641-662.
- NORTON, R. **Projeto de Máquinas Uma Abordagem Integrada**. 4^a ed. Porto Alegre: Bookman, 2013 – 993p.
- OBIKO, J., MWEMA, F., BODUNRIN, M. **Finite Element Simulation of X20CrMoV121 Steel Billet Forging Process Using the Deform 3D Software**. Springer Nature Applied Sciences. Switzerland, 2019.
- OLLILAINEN, V., HURMOLA, H., PÖNTINEN, H. **Mechanical Properties and Machinability of a High-Strength, Medium-Carbon, Microalloyed Steel**. Journal of Materials for Energy Systems. Finlândia, 1984.
- OLLILAINEN, V., KASPRZAK, W., HOLAPPA, L. **The Effect of Silicon, Vanadium and Nitrogen on the Microstructure and Hardness of Air Cooled Medium Carbon Low Alloy Steels**. Journal of Materials Processing Technology. Finlândia, 2003. 405-412.
- PALANISAMY, D., DEVARAJU, A., HARIKRISHNAN, S., MANIKANDAN, N. **Machinability Studies on CNC Turning of PH Stainless Steel with Coated Inserts**. Materials Today: Proceedings. India, 2018. 14520-14525.

- PANDA, A., DAS, S., DHUPAL, D. **Hard Turning of HSLA Steel with Coated Ceramic Inserts: An assessment, Modeling, Optimization and Cost Analysis.** International Journal of Automotive and Mechanical Engineering. Malaysia, 2018.
- PANDA, A., DAS, S., DHUPAL, D. **Machinability Investigation of HSLA Steel in Hard Turning with Coated Ceramic Tool: Assesment, Modeling, Optimization and Economic Aspects.** Journal of Advanced Manufacturing Systems. India, 2019. 625-655.
- PANDYA, V., GEORGE, P. **Effect of Preform Design on Forging Load and Effective Stress During Closed Die Hot Forging Process of Pin.** Materials Today: Proceedings. India, 2021. 106-112.
- PANT, G., SINGH A., SHARMA, H. **Cooling rate Characteristics of Vanadium Based Micro Alloyed Steel.** Materials Today: Proceedings. India, 2020. 1087-1090.
- PHAM, M., NGUYEN, D., HOANG, A. **Influence of Vanadium Contento n the Microstructure and Mechanical Properties of High-Manganese Steel.** International Journal of Mechanical & Mechatronics Engineering. Vietnam, 2018.
- POLITIS, D., POLITIS, N., LIN, J., DEAN, T. **A Review of Force Reduction Methods in Precision Forging Axisymmetric Shapes.** International Journal of Advanced Manufacturing Technology. Inglaterra, 2018. 2809-2833.
- POLOCZEK, L., RAUCH, L., WILKUS, M., BACHNIAK, D., ZALECKI, W., PIDVYSOTSKYY, V., KUZIAK, R., PIETRZYK, M. **Physical and Numerical Simulations of Closed Die Hot Forging and Heat Treatment of Forged Parts.** Materials. Polônia, 2021.

- ROMI. <https://www.romi.com/produtos/tornos-cnc-romi-centur/>. Acesso em 07/12/2022
- SARIKAYA, M., GUPTA, M., TOMAZ, I., PIMENOV, D., KUNTOGLU, M., KHANNA, N., YILDIRIM, Ç., KROLCZYK, G. **A State-of-art Review on Tool Wear and Surface Integrity Characteristics in Machining of Superalloys**. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. Turquia, 2021. 624-658.
- SEMIATIN, S.L. **ASM Handbook Volume 14A Metalworking: Bulk Forming**. 1^a ed. United States of America, 2005. 3p, 37p, 244 – 245p.
- SHRAMKO, A., MAMUZIC, I., DANCHENKO, V. **The Application of the Program QForm 2D in the Stamping of Wheels for railway Vehicles**. Materials and Technology. Ukraine, 2009.
- SIWIEC, D., DWORNICKA, R., PACANA, A. **Improving the Process of Achieving Required Microstructure and Mechanical Properties of 38MnVS6 Steel**. Metal. República Tcheca, 2020.
- SKOBIR, D. **High Strength Low-Alloy (HSLA) Steels**. Materials and Technology. Slovenia, 2011.
- SOUZA, S. A. **Composição Química dos Aços**. 2^a ed. São Paulo: Editora Edgard Blücher Ltda., 2006.19 - 52p.
- SUGIMOTO, K., HOJO, T., SRIVASTAVA A. **Low and Medium Carbon Advanced High-Strength Forging Steels for Automotive Applications**. Metals. Japan, 2019.
- TAMEHIRO, H., YAMADA, N., MATSUDA, H. **Effect of the Thermo-Mechanical Control Process on the Properties of High-strength Low Alloy Steel**. Transactions ISIJ. Japan, 1985.

- WANG, Z., HUI, W., CHEN, Z., ZHANG, Y., ZHAO, X. **Effect of Vanadium on Microstructure and Mechanical Properties of Bainitic Forging Steel**. Material Science & Engineering. China. 2020.
- WOLFGARTEN, M., RUDOLPH, F., HIRT, G. **Analysis of Process Forces and Geometrical Correlations for Open-die Forging with Superimposed Manipulator Displacements**. Journal of Materials Processing Tech. Germany, 2020.
- YANG, G., SUN, X., LI, Z., LI, X., YONG, Q. **Effects of Vanadium on the Microstructure and Mechanical Properties of a High Strength Low Alloy Martensite Steel**. Materials and Design. China, 2013.
- YILDIRIM, Ç., KIVAK, T., SAĞLIK, M., RIKAYA, M., SIRIN, S. **Evaluation of Tool Wear, Surface Roughness/Topography and Chip Morphology When Machining of Ni-based Alloy 625 under MQL, Cryogenic Cooling and CryoMQL**. Journal of Materials Research and Technology. Turquia, 2020. 2079-2092.
- ZENG, T., ZHANG, S., SHI, X., WANG, W., YAN, W., YANG, K. **Effect of NbC and VC Carbides on Microstructure and Strength of High-Strength Low-Alloy Steels for Oil Country Tubular Goods**. Materials Science & Engineering. China, 2021.

ANEXO A

Composição Química:



LABORATÓRIO DE MATERIAIS - LAMAT
 Av. Ipiranga, 6681 - Prédio 30 - Bloco F - Sala 111/113
 Porto Alegre - RS
 (51) 3353-4044 / 3353-7844 / 3353-7655
 www.politecnica.pucrs.br/laboratorios/lamat

ESCOLA
 POLITÉCNICA

Data Hora medição	Nome do Método	Tipo	Nome padrão Típico
05/07/2022 16:15:47	Fe-01-F	Desconhecido	

IDAmostra	Solicitante	Operador
38MnVS6	Guilherme	Guilherme

Meas.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
	%	%	%	%	%	%	%
1	0,375	0,559	1,37	0,0058	0,0224	0,166	0,0217
2	0,381	0,560	1,36	0,0057	0,0213	0,166	0,0220
3	0,394	0,564	1,39	0,0072	0,0251	0,168	0,0222
4	0,384	0,558	1,39	0,0069	0,0229	0,169	0,0214
5	0,384	0,561	1,42	0,0075	0,0234	0,169	0,0222
<x>	0,384	0,560	1,39	0,0066	0,0230	0,167	0,0219

Meas.	Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V
	%	%	%	%	%	%	%
1	0,0628	0,0085	0,0091	0,141	<0,0040	<0,00100	0,0994
2	0,0631	0,0114	0,0093	0,142	<0,0040	<0,00100	0,0995
3	0,0640	0,0106	0,0094	0,144	<0,0040	<0,00100	0,101
4	0,0638	0,0092	0,0095	0,144	<0,0040	<0,00100	0,0997
5	0,0633	0,0082	0,0092	0,144	<0,0040	<0,00100	0,100
<x>	0,0634	0,0096	0,0093	0,143	<0,0040	<0,00100	0,0999

Meas.	W	Pb	Sn	Mg	As	Zr	Bi
	%	%	%	%	%	%	%
1	<0,0070	0,0039	0,0117	<0,00100	0,0023	<0,0015	<0,0020
2	<0,0070	0,0036	0,0116	<0,00100	<0,0015	<0,0015	<0,0020
3	<0,0070	0,0040	0,0121	<0,00100	<0,0015	<0,0015	<0,0020
4	<0,0070	0,0042	0,0122	<0,00100	<0,0015	<0,0015	<0,0020
5	<0,0070	0,0044	0,0128	<0,00100	0,0029	<0,0015	<0,0020
<x>	<0,0070	0,0040	0,0121	<0,00100	0,0019	<0,0015	<0,0020

Meas.	Ca	Ce	Sb	Se	Te	Ta	B
	%	%	%	%	%	%	%
1	0,0013	<0,0015	0,0035	0,0026	0,0024	<0,0200	0,00052
2	0,00094	<0,0015	0,0039	0,0029	0,0026	<0,0200	0,00052
3	0,0011	<0,0015	0,0035	0,0029	0,0027	<0,0200	0,00050
4	0,0010	<0,0015	0,0040	0,0033	0,0027	<0,0200	0,00045
5	0,00090	<0,0015	0,0043	0,0032	0,0030	<0,0200	0,00058
<x>	0,0010	<0,0015	0,0038	0,0030	0,0027	<0,0200	0,00051

Meas.	Zn	La	Fe
	%	%	%
1	0,0016	<0,00050	97,1
2	0,0013	<0,00050	97,1
3	0,0012	<0,00050	97,0
4	0,0014	<0,00050	97,0
5	0,00092	<0,00050	97,0
<x>	0,0013	<0,00050	97,1

ANEXO B

Durezas obtidas nos corpos de prova

	Fornecido	Taxa 0,8 °C/s	Taxa 1,0 °C/s	Taxa 1,8 °C/s	Taxa de 2,9°C/s
Dureza Próxima da Superfície (HBw)	271/ 272 / 272	277 / 288 / 286	290 / 297 / 293	282 / 286 / 290	285 / 266 / 290
Dureza de Núcleo (HBw)		282 / 286 / 285	302 / 283 / 286	285 / 302 / 283	292 / 288 / 285

ANEXO C

Valores encontrados para Rugosidade (Ra) das amostras

Taxa 0,8 °C/s	Taxa 1,0 °C/s	Taxa 1,8 °C/s	Taxa 2,9 °C/s
4,746 μm	2,374 μm	1,752 μm	1,809 μm
7,921 μm	2,476 μm	1,845 μm	1,575 μm
8,801 μm	1,092 μm	1,889 μm	1,638 μm

ANEXO D

Limite de resistência à Tração e Deformação encontrados nas amostras

0,8 °C/s	Deformação (adm)	Limite de Resistência à Tração (MPa)
CP-01	0,21	900,55
CP-02	0,16	922,07
CP-03	0,16	887,14
CP-04	0,18	905,71
CP-05	0,18	913,67
1,0 °C/s	Deformação (adm)	Limite de Resistência à Tração (MPa)
CP-01	0,17	947,41
CP-02	0,14	940,49
CP-03	0,15	943,14
CP-04	0,14	954,93
CP-05	0,16	951,98
1,8 °C/s	Deformação (adm)	Limite de Resistência à Tração (MPa)
CP-01	0,14	958,61
CP-02	0,12	939,16
CP-03	0,15	957,43
CP-04	0,15	929,14
CP-05	0,15	991,77
2,9 °C/s	Deformação (adm)	Limite de Resistência à Tração (MPa)
CP-01	0,12	953,75
CP-02	0,13	987,06
CP-03	0,13	984,99
CP-04	0,14	969,52
CP-05	0,12	961,56



Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul
Pró-Reitoria de Pesquisa e Pós-Graduação
Av. Ipiranga, 6681 – Prédio 1 – Térreo
Porto Alegre – RS – Brasil
Fone: (51) 3320-3513
E-mail: propesq@pucrs.br
Site: www.pucrs.br