

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGE3M

**ESTUDO DA APLICABILIDADE E DESEMPENHO DE CHAPAS
METÁLICAS DE 22MnB5 COMO MÁSCARAS DE PROTEÇÃO EM
MATRIZES DE FORJAMENTO A QUENTE**

MSc. Eng. Luana De Lucca de Costa

Tese para a obtenção do Título de Doutor em Engenharia

Porto Alegre

2020

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGE3M

Estudo da aplicabilidade e desempenho de chapas metálicas de 22MnB5 como máscaras de proteção em matrizes de forjamento a quente

MSc. Luana De Lucca de Costa
Engenheira Mecânica

Proposta submetida à banca examinadora do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, PPGE3M, da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do Título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre

2020

Esta tese foi julgada adequada para a obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela banca Examinadora do curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Lirio Schaeffer

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Alberto Moreira Guerreiro Brito

Prof. Dr. Diego Rodolfo Solimões Lima

Prof. Dr. Vinicius Martins

Prof. Dr. Afonso Reguly
Coordenador do PPGE3M

Aos meus pais, Maristela e José Nilton.

AGRADECIMENTOS

Agradeço aos meus pais, por entenderem e me apoiarem nessa importante decisão de deixá-los um pouco longe fisicamente, mas não de coração. Sei que foram momentos difíceis, mas serão compensados no futuro; ao Sherdil, pelo companheirismo e, principalmente, por nos momentos mais difíceis me lembrar que tudo já estava acabando; e também aos meus amigos, antigos e novos, pelo incentivo e apoio na minha decisão de continuar aprendendo.

Ao Prof. Dr. Lirio Schaeffer pela oportunidade de desenvolver minhas pesquisas no LdTM (Laboratório de Transformação Mecânica), pela orientação, confiança no meu trabalho e paciência ao longo de todos esses anos. Ao Dr. Alberto Moreira Guerreiro Brito pelas conversas, dicas, instruções e, acima de tudo, pela amizade.

Agradeço, especialmente, ao Eng. André Rosiak por todo o auxílio na execução dos experimentos desta tese, e, ainda, pelo incentivo e por nunca me deixar desistir quando algo inesperado acontecia, sou muito grata pela amizade e paciência.

A todos os bolsistas de iniciação científica e tecnológica que me acompanharam, aprenderam e ensinaram durante todos esses anos, em especial, ao Hugo Tenório Kemmerich e a Letícia Dupont Silva. Aos técnicos Luis Eduardo Pinow Ribas e Cesar Henrique Rocha Silveira, pela ajuda e pronto suporte quando necessário. A todas as secretárias do LdTM (Laboratório de Transformação Mecânica), em especial, à Ana Rita Roza, pela amizade.

À Dr. Gelsa Edith Navarro Hidalgo, pelas conversas, instruções técnicas e conselhos para vida. A toda a equipe do LAPROM (Laboratório de Processamento Mineral) pelo suporte técnico, bem como, a equipe do LAFUN (Laboratório de Fundição) e do LS&TC (Laboratório de soldagem & Técnicas Conexas). Aos professores Dr. Alexandre da Silva Rocha e Dr. Rafael Menezes Nunes, pelas discussões técnicas, e a toda equipe do GES (Grupo de Engenharia de Superfícies).

Ao Sr. Álvaro Sanchis, por ter se tornado um amigo e ser um exemplo de pessoa, empresário e profissional sempre disposto a colaborar com os alunos de pós-graduação; à Clarice e toda a equipe de vendas da Aços Favorit Distribuidora Ltda, pela colaboração; e à Usiminas. À AutoLens, na pessoa do Sr. Oswaldo Ravanini, pela disponibilização do software Forge ® NxT 2.1.

Aos meus novos amigos, que tornaram a minha jornada pela pós-graduação mais fácil e agradável: à Angela, por me inspirar e ser um exemplo de esforço e determinação; à Camila, por ter deixado os meus dias leves e me fazer enxergar a vida de forma mais real e divertida; à Ágatha, por ser sempre meu ombro amigo, o lugar seguro, a pessoa de confiança; à Alana, por ter vivido comigo os melhores momentos que a pós-graduação me trouxe; ao Diego, pelas risadas e por, na correiria, fazer todos equipamentos funcionarem de maneira mágica; ao

Matheus, por sempre ter uma história pra contar e boas risadas pra dividir; ao Vinicius, por ser um exemplo a ser seguido, a pessoa que conhece de tudo um pouco e que sempre dividi o conhecimento; à Juliana, por ter dividido comigo os entraves do projeto BRAGECRIM.

À Capes (Coordenação de aperfeiçoamento pessoal de nível superior), pelo apoio financeiro dentro do Projeto de Cooperação Internacional - BRAGECRIM e pelos dois primeiros anos de bolsa de pesquisa; ao CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico), pelos financiamento dos dois últimos anos de bolsa de pesquisa.

A todos da minha família que torceram por mim, me incentivaram e apoiaram diretamente ou através do cuidado com os meus pais.

Aos meus antigos amigos da Prefeitura Municipal de Criciúma, que torceram por mim, e sete anos atrás me apoiaram na louca decisão de deixar meu cargo efetivo em busca de novos caminhos, em especial, aos que me disseram que eu poderia sempre ir mais longe, que acreditavam em mim. Eu guardo todos vocês no meu coração.

“ É preciso sentir a necessidade da experiência, da observação, ou seja, a necessidade de sair de nós para aceder à escola das coisas se as queremos conhecer e compreender. ”

David Émile Durkheim

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	3
LISTA DE TABELAS.....	8
LISTA DE SÍMBOLOS	9
LISTA DE SÍMBOLOS GREGOS	10
LISTA DE ABREVIACÕES	11
RESUMO.....	12
ABSTRACT	13
1 INTRODUÇÃO	14
2 REVISÃO DE LITERATURA.....	17
2.1 Processo de Forjamento a quente em matriz fechada	17
2.1.2 Mecanismos de falha em matrizes de forjamento a quente	20
2.1.2.1 Desgaste Abrasivo.....	21
2.1.2.2 Desgaste Adesivo.....	23
2.1.2.3 Desgaste Oxidativo.....	25
2.1.2.4 Desgaste por Fadiga.....	26
2.1.2.5 Deformação Plástica.....	27
2.2 Estampagem de peças cilíndricas	28
2.2.1 Relação de estampagem.....	31
2.2.2 Força de estampagem e Pressão no prensa chapa.....	32
2.2.3 Variação de espessura	32
2.3 Estampagem a quente.....	34
2.3.1 Características Metalúrgicas na Estampagem a Quente	38
2.3.2 Considerações sobre o retorno elástico.....	46
2.4 Interface peça-ferramenta: Conceitos referentes ao atrito na conformação mecânica	47
2.4.1 Coeficiente de atrito	48
2.4.2 Fator Interfacial de atrito	48
2.4.3 Lubrificação	49
3 RESULTADOS PRELIMINARES DO PROJETO BRAGECRIM.....	52
4 MATERIAIS E MÉTODOS	57
4.1 Tratamento térmico para obtenção da máscara plana	58

4.2 Forjamento em matriz aberta.....	59
4.3 Estampagem a quente para obtenção da máscara axial	62
4.4 Forjamento em matriz fechada	65
4.5 Métodos e ferramentas para aquisição de dados	67
4.6 Ensaio de caracterização das máscaras metálicas.....	69
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	72
5.1 Caracterização inicial.....	72
5.2 Aplicabilidade das máscaras planas no forjamento em matriz aberta.....	73
5.2.1 Tratamento térmico e análise superficial	74
5.2.1.1 Teste do anel.....	77
5.2.2 Análise da aplicabilidade das máscaras planas.....	78
5.3 Aplicabilidade das máscaras axiais no forjamento em matriz fechada.....	88
5.3.1 Determinação dos parâmetros de estampagem.....	88
5.3.2 Análise da aplicabilidade das máscaras axiais.....	95
5.4 Discussões comparativas da aplicabilidade das máscaras planas e axiais.....	110
6 CONCLUSÕES.....	113
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	115
REFERÊNCIAS	116

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Principais fatores que influenciam a vida de uma ferramenta. Adaptada de MARQUES et al. (2018) e SCHAEFFER (2006).	18
Figura 2.2 - Regimes térmicos de funcionamento das matrizes de forjamento. Adaptada de RODRIGUES e MARTINS (2010).	19
Figura 2.3 - Micromecanismos de desgaste abrasivo entre dois e três corpos: (a) e (c) Deformação plástica; e (b) e (d) Fratura frágil (MARQUES et al., 2018).	22
Figura 2.4 - Desgaste abrasivo típico de matrizes de forjamento: (a) Intensificação do desgaste abrasivo entre três corpos (partículas de óxidos); e (b) Ranhuras na saída do canal de rebarba de uma matriz após os 4300 ciclos de forjamento (GRONOSTAJSKI et al., 2014).	23
Figura 2.5 - Representação esquemática do mecanismo de desgaste adesivo. Adaptada de: GRONOSTAJSKI et al. (2014).	24
Figura 2.6 - Exemplo de desgaste adesivo: (a) Vista das superfícies de trabalho da matriz de forjamento; (b) Microárea; e (c) Varredura por scanner da superfície de trabalho (GRONOSTAJSKI et al., 2014).	24
Figura 2.7 - Exemplo de desgaste oxidativo: (a) Lascas em revestimento de óxido na superfície de uma matriz de forjamento após 1850 ciclos; (b) Rede de trincas no revestimento de óxido que se propagam em material (GRONOSTAJSKI, et al., 2014).	25
Figura 2.8 - Trinca causada por fadiga (GRONOSTAJSKI, et al., 2014).	26
Figura 2.9 - Rede de trincas causadas por fadiga termomecânica: (a) Após 550 ciclos de forjamento; e (b) formação de trincas secundárias e irregularidades superficiais causadas por desgaste abrasivo após 1850 ciclos de forjamento (GRONOSTAJSKI et al., 2014).	27
Figura 2.10 - Deformação plástica e desgaste abrasivo (GRONOSTAJSKI et al., 2014).	28
Figura 2.11 - Principais estágios de uma operação de estampagem cilíndrica; (a) avanço do punção em direção à chapa, (b) final da 1ª fase de estampagem e início da 2ª, (c) 2º fase de estampagem e (d) final da operação. Adaptada de RODRIGUES e MARTINS (2010).	29
Figura 2.12 - Zonas consideradas na estampagem para a 1ª e 2ª fase. Adaptada de RODRIGUES e MARTINS (2010), SCHAEFFER (2004) e DIETER (1981).	30
Figura 2.13 - Representação esquemática das trajetórias de deformação características de uma operação de estampagem cilíndrica: (a) Representação de posição no copo estampado e (b) Representação da posição na curva limite de conformação. Adaptada de RODRIGUES e MARTINS (2010).	31
Figura 2.14 - Representação esquemática da variação de espessura numa estampagem de peça cilíndrica: (a) no copo em corte e (b) graficamente em função da posição inicial da seção na chapa plana (RODRIGUES e MARTINS, 2010).	32
Figura 2.15 - Ciclo térmico do processo de estampagem a quente com têmpera na matriz. Adaptado de MAAS E STAUDINGER (2008) aput GORNI (2010).	35
Figura 2.16 - Representação esquemática da estampagem a quente (a) direta e (b) indireta. Adaptada de KARBASIAN e TEKKAYA (2010).	36

Figura 2.17 - Esquema do perfil temperatura versus tempo do processo de aquecimento parcial. Adaptada de MERKLEIN et al. (2016).....	36
Figura 2.18 - Esquema do perfil temperatura versus tempo do processo de arrefecimento diferencial. Adaptada de MERKLEIN et al. (2016).....	37
Figura 2.19 - Esquema do perfil temperatura versus tempo do método de aquecimento da ferramenta. Adaptada de MERKLEIN et al. (2016).....	38
Figura 2.20 - A formação de austenita num aço hipoeutetóide (contendo menos de 0,76% em peso de C), ilustrado por (a) as representações esquemáticas da microestrutura e (b) a evolução num diagrama de fases de Fe-Fe ₃ C. Adaptada de LI, et al. (2016).	39
Figura 2.21 - (a) Propriedades mecânicas e (b) Diagrama de resfriamento contínuo (CCT) do aço 22MnB5. Onde A = austenita, B = bainita, F = ferrita, P = perlita e M = martensita. Adaptada de GARCIA ARANDA et al. (2002).	41
Figura 2.22 - Curvas de escoamento e microestrutura de 22MnB5 antes e após o processo de estampagem a quente. Adaptada de KARBASIAN e TEKKAYA (2010).	41
Figura 2.23 - Influência do tempo de transferência na microestrutura final: (a) ferrita formada pelo longo período de transferência entre forno e prensa; (b) bainita formada quando a taxa de resfriamento não é suficientemente elevada para transformar toda austenita em martensita (SOUZA, 2013).	43
Figura 2.24 - Diagrama CCT do aço 22MnB5 demonstrando durezas obtidas através de diferentes taxas de resfriamento. Em destaque, curva de resfriamento de peça austenitizada a 900°C por 5 min. Adaptada de NADERI et al. (2008).....	43
Figura 2.25 - Curva limite de conformação para o aço 22MnB5 (KARBASIAN e TEKKAYA, 2010).....	44
Figura 2.26 - Curvas de escoamento obtidas experimentalmente e por diferentes modelos matemáticos para o aço boro 22MnB5 (KARBASIAN e TEKKAYA, 2010).....	45
Figura 2.27 - Representação do retorno elástico no diagrama Tensão versus Deformação dos aços HSS (High Strength Steel) e aço carbono (WORLDAUTOSTEEL, 2005).....	46
Figura 2.28 - Curva de Stribeck demonstrando a transição entre os regimes de lubrificação hidrodinâmica e de fronteira. A generalidade dos processos de conformação mecânica possui regimes de lubrificação situados no interior da região assinalada e tracejada. Adaptada de RODRIGUES e MARTINS (2010).....	50
Figura 2.29 - Coeficiente de atrito, μ , em função do tempo de austenitização e da temperatura: (a) $T_{\text{austenitização}} = 930 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{ferramenta}} = 150 \text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{\text{geratriz}} = 700 \text{ }^\circ\text{C}$; (b) $T_{\text{austenitização}} = 880 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{ferramenta}} = 150 \text{ }^\circ\text{C}$ e $T_{\text{geratriz}} = 700 \text{ }^\circ\text{C}$. Adaptado de MERKLEIN e WIELAND (2014).	51
Figura 3.1 - Conceito básico do forjamento utilizando matriz com máscara metálica (SCHAEFFER-BRAGECRIM, 2014).....	52
Figura 3.2 - Fluxograma das etapas do projeto BRAGECRIM (BRAGECRIM, 2014).	53
Figura 4.1 - Representação esquemática do processo de tratamento térmico para obtenção da máscara de geometria plana.....	58
Figura 4.2 - Furação para obtenção do perfil de resfriamento no centro da geratriz (dimensões em milímetros).....	59
Figura 4.3 - Representação esquemática do processo de forjamento em matriz aberta.	60

Figura 4.4 - Equipamentos e ferramentais utilizados no processo de forjamento: (a) Prensa hidráulica FKL e (b) ferramental utilizados no forjamento em matriz aberta com utilização da máscara plana.	61
Figura 4.5 - Vista frontal do (a) Projeto do ferramental utilizado no processo de estampagem e (b) geometria final a ser obtida, ambas com as principais dimensões, onde r_p e r_m são variáveis. Dimensões em milímetros.	62
Figura 4.6 - Representação esquemática do processo de estampagem a quente para a obtenção da máscara de geometria axial: (a) Etapas do processo de estampagem e (b) Processo de estampagem em função da temperatura versus tempo.	63
Figura 4.7 - Equipamentos e ferramentas: (a) Arranjo dos equipamentos durante o processo de estampagem; (b) Identificação do ferramental.	64
Figura 4.8 - Peças forjadas do catálogo da empresa Thyssenkrup Forging Group, respectivamente: engrenagens, cubos de rodas e fuso (THYSSENKRUPP, 2016).....	65
Figura 4.9 - Ferramental utilizado no forjamento a quente: (a) Projeto do ferramental com as dimensões principais; (b) Matrizes fixadas a prensa para realização do forjamento. Dimensões em milímetros.	66
Figura 4.10 - Representação esquemática do processo de forjamento em matriz fechada.	67
Figura 4.11 - Representação das dimensões principais dos anéis utilizados para determinação do coeficiente de atrito entre as máscaras e o billet de forjamento.	69
Figura 4.12 - Indicação dos pontos onde foram realizados os principais ensaios de caracterização da máscara metálica de geometria plana.	71
Figura 4.13 - Indicação dos pontos onde foram realizados os principais ensaios de caracterização da máscara metálica de geometria axial	71
Figura 5.1 - Micrografia óptica da condição inicial no sentido longitudinal de laminação, ferrita e perlita, microdureza média de 184 HV. Nital 2%.....	73
Figura 5.2 - Curva de resfriamento média (vermelha) para a chapa de aço 22MnB5 aquecidas a 1100°C durante o tratamento térmico.	74
Figura 5.3 - Micrografias ópticas dos pontos indicados em diferentes ampliações. Microestrutura bainítica. Nital 2%.	75
Figura 5.4 - Micrografias obtidas por MEV, Nital 2%. Formação bainítica uniforme.	76
Figura 5.5 - (a) Profundidade da camada de óxido formada vista por microscopia eletrônica; (b) EDS mostrando a dispersão de elementos, onde destacam-se o vermelho corresponde ao elemento Fe, verde ao C, roxo ao Si, amarelo ao Ca e o azul ao Al.	77
Figura 5.6 - Curva de calibração para determinação do coeficiente de atrito (μ) obtida a partir do software FORGE® NxT 2.1.	78
Figura 5.7 - Máscaras planas com identificação das 3 regiões de análise após os ciclos de forjamento: (a) 25; (b) 50; (c) 75; e (d) 100 ciclos.	79
Figura 5.8 - Região 2 formada nos diferentes ciclos de forjamento: (a) Condição Inicial; (b) 25; (c) 50; (d) 75 e (e) 100 forjamentos. Magnificação 20x.	80
Figura 5.9 - Variação de espessura das máscaras planas nas diferentes regiões analisadas de acordo com a quantidade de ciclos de forjamento.	81
Figura 5.10 - Rugosidade Ra e Rz nas três diferentes regiões estudadas em cada máscara após os ciclos de forjamento e na condição inicial.	82

Figura 5.11 - Micrografias ópticas da região 1 (indicada) das máscaras planas após os ciclos de forjamento: (a) 25; (b) 50; (c) 75 e (e) 100. Nital 2%. Estrutura bainita revenida.	83
Figura 5.12 - Perfil de microdureza Vickers (HV) das máscaras planas após cada ciclo de forjamento.....	84
Figura 5.13 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica (MEV) das superfícies das máscaras planas (indicada) após cada ciclo de forjamento: (a) Condição inicial; (b) 25; (c) 50; (d) 75 e (e) 100 ciclos de forjamento.....	85
Figura 5.14 - Variação da temperatura <i>versus</i> tempo no interior da matriz de forjamento com e sem a utilização da máscara plana para 5 ciclos de forjamento.....	86
Figura 5.15 - (a) Força <i>versus</i> deslocamento para o forjamento experimental de uma peça sobre a máscara plana e (b) deformação verdadeira da peça forjada.	87
Figura 5.16 - Fratura na zona do canto do punção: (a) Raios da matriz e do punção de 6mm; e (b) Raio da matriz de 6mm e do punção de 8mm.....	88
Figura 5.17 - Comparação da atuação de diferentes pressões de atuação no prensa chapas para matriz e punção com raios de 6mm: (a) Pressão 0MPa e (b) Pressão 2 MPa.	89
Figura 5. 18 - Comparação da atuação de diferentes pressões de atuação no prensa chapas para matriz com raio de 6mm e punção com raio de 8mm: (a) Pressão 0MPa e (b) Pressão 2MPa.	89
Figura 5. 19 - Comparação da superfície das chapas para matriz com raio e punção com raio de 8mm. Velocidade de atuação do punção: (a) 19,5mm/s e (b) 10mm/s.....	90
Figura 5.20 - Curva de resfriamento média (vermelha) para a chapa de aço 22MnB5 aquecidas a 1100°C até o momento da conformação.	91
Figura 5.21 - Micrografias ópticas de diferentes pontos (indicados) da chapa após a estampagem. Nital 2%. Estrutura bainítica.	92
Figura 5.22 - Resultado do retorno elástico angular negativo de 0,8°.....	93
Figura 5.23 - Geratriz e peça estampada após corte transversal.....	93
Figura 5.24 - Resultados numéricos de deformação verdadeira para as 3 principais etapas do processo de estampagem: (a) Montagem no software para início da operação de estampagem; (b) 1ª fase de estampagem; e (c) final do processo de estampagem.....	94
Figura 5.25 - Resultado numérico de deformação verdadeira para a peça estampada (máscara axial).....	95
Figura 5.26 - Máscaras axiais após os ciclos de forjamento: (a) 25; (b) 50; (c) 75 e (d) 100 ciclos.....	96
Figura 5.27 - Máscara metálica após 25 ciclos de forjamento: (a) Centro externo; (b) Centro interno; (c) r ₂ externo e (d) Região da rebarba. Magnificação 20x.	97
Figura 5. 28 - Máscara metálica após 50 ciclos de forjamento: (a) Centro externo; (b) Centro interno; (c) r ₂ externo e (d) Região da rebarba. Magnificação 20x.	98
Figura 5. 29 - Máscara metálica após 75 ciclos de forjamento: (a) Centro externo; (b) Centro interno; (c) r ₂ externo e (d) Região da rebarba. Magnificação 20x.	99
Figura 5. 30 - Máscara metálica após 100 ciclos de forjamento: (a) Centro externo; (b) Centro interno; (c) r ₂ externo e (d) Região da rebarba. Magnificação 20x.	99

Figura 5.31 - Variação de espessura das máscaras axiais em diferentes regiões: (a) Indicação dos pontos de medição na máscara seccionada transversalmente e (b) Valores das espessuras das máscaras utilizadas em cada ciclo de forjamento.....	100
Figura 5.32 - Rugosidade Ra e Rz nas quatro diferentes regiões indicadas em cada máscara após os ciclos de forjamento e na condição inicial.....	102
Figura 5.33 - Micrografias ópticas de 3 pontos das máscaras axiais após os ciclos de forjamento. Nital 2%. Estrutura bainita revenida.	104
Figura 5.34 - Perfil de microdureza Vickers (HV) das máscaras axiais após cada ciclo de forjamento.....	105
Figura 5.35 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica (MEV) da superfície dos r ₂ e r ₁ das máscaras axiais após cada ciclo de forjamento: (a) e (b) 25; (c) e (d) 50; (e) e (f) 75; e (g), (h) e (i) 100 ciclos.....	107
Figura 5.36 - Variação da temperatura versus tempo no interior da matriz de forjamento com e sem a utilização da máscara axial para 5 ciclos de forjamento.	108
Figura 5.37 - Força versus deslocamento para o forjamento de uma peça com a utilização da máscara axial.	109

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Principais variáveis de influência e suas causas que originam falhas em matriz de forjamento a quente (EBARA & KOBOTA, 2007).	18
Tabela 2.2 - Fatores que influenciam o aparecimento e progressão do desgaste abrasivo (CHANDER, et al., 2017).	21
Tabela 2.3 - Composições químicas (KARBASIAN & TEKKAYA, 2010).....	39
Tabela 2.4 - Coeficientes da Equação de Hensel-Spittel (BATALHA, 2015).	45
Tabela 4.1 - Parâmetros do processo de tratamento térmico.....	59
Tabela 4.2 - Principais parâmetros do processo de forjamento em matriz aberta.	62
Tabela 4.3 - Valores testados para raios do punção (r_p) e para o raio da matriz (r_m).	63
Tabela 4.4 - Principais parâmetros do processo de estampagem a quente.	65
Tabela 4.5 - Principais parâmetros do processo de forjamento a quente.	67
Tabela 5.1 - Resultado da análise química (% em massa).....	72
Tabela 5.2 - Resultados dos ensaios de tração a frio de corpos de prova na condição inicial e tratados termicamente.....	73
Tabela 5.3 - Valores médios de Ra e Rz para os métodos de remoção da camada oxidada testados.	77

LISTA DE SÍMBOLOS

h	Altura	mm
k_i	Coeficiente adimensional de desgaste	-
k_m	Constante para aços no cálculo do r_{cm}	-
d	Diâmetro da peça	mm
D	Diâmetro da geratriz	mm
H_i	Dureza superficial	Brinell
H	Dureza Vickers	-
s	Espessura da chapa	mm
m	Fator de atrito	-
f	Fator de atrito de Waheim-Bay	-
n	Fator de correção no cálculo da força de estampagem	-
w	Folga entre matriz e punção de estampagem	mm
F	Força	kN
k	Limite de elasticidade em cisalhamento puro	MPa
p_{pc}	Pressão no prensa chapas	MPa
p_N	Pressão normal	MPa
r_{cm}	Raio da matriz	mm
r_{cp}	Raio do punção	mm
R_a	Rugosidade	μm
R_z	Rugosidade	μm
T	Temperatura	$^{\circ}\text{C}$
t	Tempo	s
k_f	Tensão de escoamento	N/mm^2
V_i	Velocidade de deslizamento entre as superfícies	mm/s
v_r	Velocidade relativa	mm/s
n	Viscosidade	Pa.s
W	Volume de material removido	mm^3/mm

LISTA DE SÍMBOLOS GREGOS

μ	Coeficiente de atrito de Coulomb	-
φ	Deformação verdadeira	-
β	Relação de estampagem	-
β_{adm}	Relação de estampagem admissível	-
σ	Tensão	N/mm ²
τ	Tensão de cisalhamento	N/mm ²
σ_N	Tensão normal	N/mm ²
$\overline{\sigma}_N$	Tensão normal média	N/mm ²
$\dot{\varphi}$	Velocidade de deformação	s ⁻¹

LISTA DE ABREVIACÕES

BRAGECRIM	Iniciativa Brasil-Alemanha para pesquisa colaborativa em tecnologia de manufatura
Ce	Centro externo da máscara axial
Ci	Centro interno da máscara axial
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva
Fe	Flange externa da máscara axial
Fi	Flange interna da máscara axial
IBF	Instituto de Conformaco Mecânica da Universidade Técnica de Aachen
IF	Instituto de Física
LAPROM	Laboratório de Processamento Mineral
LAFUN	Laboratório de Fundio
LdTM	Laboratório de Transformaco Mecânica
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
p _e	Parede externa da máscara axial
p _i	Parede interna da máscara axial
r _{1e}	Raio do superior externo da máscara axial (antigo raio da matriz, r _m)
r _{1i}	Raio do superior interno da máscara axial (antigo raio da matriz, r _m)
r _{2e}	Raio do inferior externo da máscara axial (antigo raio do puno, r _p)
r _{2i}	Raio do inferior interno da máscara axial (antigo raio do puno, r _p)
Região 1	Região de central na máscara plana (contato com permanente com o <i>billet</i>)
Região 2	Região de transio na máscara plana (causado pela descentralizao do <i>billet</i>)
Região 3	Região periférica na máscara plana (sem contato com o <i>billet</i>)
TT	Tratamento térmico
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul

RESUMO

A proposta deste trabalho é estudar a aplicabilidade e o desempenho de chapas do aço boro 22MnB5 como máscara de proteção sobre matrizes de forjamento a quente. Dois métodos para a obtenção das máscaras metálicas são estudados: chapas planas de 22MnB5 são tratadas termicamente, em condições de resfriamento semelhantes ao do processo de estampagem a quente; e, chapas planas de 22MnB5 são estampadas a quente na geometria axial de um copo cilíndrico. Nas duas condições as chapas são aquecidas a 1100 °C por 7 minutos. No tratamento térmico elas são resfriadas no interior de matrizes planas e na estampagem a quente são conformadas com a utilização de um punção, matriz e prensa chapas, ambos a temperatura ambiente. Após a obtenção das máscaras, elas são posicionadas sobre a superfície inferior de matrizes de forjamento a quente. São realizados ciclos de 25, 50, 75 e 100 forjamentos para cada geometria, plana e axial, a cada ciclo as máscaras são substituídas e caracterizadas. As máscaras planas apresentaram reduções de espessura, aumento nos valores de rugosidade, Ra e Rz, e reduções significativas nos perfis microdureza na região de contato permanente entre o *billet* e a máscara. A máscara axial utilizada no ciclo de 25 forjamentos apresentou uma pequena trinca no raio do canto da matriz, próxima a saída da rebarba, e na máscara submetida a 50 ciclos de forjamentos o surgimento de uma trinca que se propaga da região da flange até o raio do canto da matriz inviabilizaria a continuação do seu uso. Os ciclos de 75 e 100 forjamentos não causaram trincas macroscópicas na superfície das máscaras ou danos que inviabilizassem sua utilização. As reduções de espessura mais significativas nas máscaras axiais ocorreram no centro das máscaras e no raio do canto da matriz, próximo a saída da rebarba. Os valores máximos de rugosidade foram observados no lado externo, em contato com a matriz, das máscaras utilizadas em todos os ciclos de forjamento. A redução dos valores de microdureza nas máscaras axiais ocorreu em todas as regiões que estiveram em contato com a peça forjada, sendo mais expressivo na região central. Mecanismos de desgaste foram observados nas máscaras planas e axiais submetidas a todos os ciclos de forjamento, sendo mais expressivos nas máscaras axiais; os desgastes por abrasão e deformação plástica foram os mais atuantes. A degradação superficial progressiva observada nas superfícies não inviabilizou a utilização das máscaras metálicas planas e axiais até os ciclos de 100 forjamentos estudados. Os resultados mostraram que a utilização de máscaras do aço 22MnB5 para proteção e aumento da vida útil de matrizes de forjamento a quente é tecnicamente viável.

Palavras-chave: 22MnB5; Máscaras metálicas; Estampagem a quente; Forjamento a quente.

ABSTRACT

The purpose of this research is to study the applicability and performance of steel sheets of 22MnB5 as protective masks on hot forging dies. Two methods to obtain metallic masks are studied: 22MnB5 flat samples are heat treated, in cooling conditions that are similar to the hot stamping process and 22MnB5 flat samples are hot stamped on the cylindrical geometry. In both conditions, the samples are austenitized at 1100°C for 7 minutes. In the heat treatment, samples are cooled inside flat dies and in hot stamping process they are stamped using punch, die and holder at room temperature. The manufactured masks were positioned on the bottom surface of hot forging dies. Cycles of 25, 50, 75 and 100 forgings are effectuated out for each condition; flat and axial geometry, after these cycles the masks were removed and characterized. Flat masks have shown reduction in thickness, increased roughness, Ra and Rz, and significant reduction in microhardness profiles in the region of permanent contact between billet and the mask. The axial masks showed a small crack on the radius of the die mask after 25 forging cycles and for the mask of 50 cycles larger crack was appeared which made it infeasible to use as a mask. On the other hand, the masks with 75 and 100 forging cycles did not present macroscopic cracks on the surface or any other damage. A significant reduction in thickness occurred in the bottom center of the mask and the outer radius next to the flash land. The maximum values of roughness were observed on the external surface of the mask, and softening was observed in all regions of the mask that had contact with the forged part, being more expressive in the central region. Wear mechanisms (mainly abrasion and plastic deformation) were observed in all flat and axial masks subjected to forging cycles, however for axial masks these effects were pronounced. The observed progressive surface degradation did not make the flat and axial masks useless until 100 forging cycles studied in the current work. The results showed that the use of 22MnB5 steel masks to protect and increase the tool life of hot forging process is technically feasible.

Keywords: Boron steel 22MnB5; Die masks; Hot stamping; Hot forging.

1 INTRODUÇÃO

Os recentes avanços na tecnologia aplicada ao processo de forjamento aumentaram consideravelmente a gama de propriedades mecânicas dos componentes forjados, sendo o grau de confiabilidade estrutural insuperável por qualquer outro processo de fabricação mecânica.

Economicamente, os produtos forjados são atraentes devido à resistência superior quando submetidos a esforços mecânicos, a homogeneidade microestrutural alcançada e a maior facilidade com que as peças forjadas podem ser pós-processadas por métodos automatizados (EUROFORGE, 2015).

O maior consumidor de produtos forjados é a indústria automobilística, com uma necessidade anual de 58% de toda a produção mundial (PEREIRA et al., 2016). Dados recentes mostram que os maiores produtores mundiais de veículos são China, Estados Unidos, Japão, Alemanha, Índia, Coreia do Sul, México e Brasil, respectivamente em ordem decrescente de produção. Em 2019, o mundo produziu 87,3 milhões de veículos, sendo 67,1 milhões de automóveis. O Brasil produziu 2,8 milhões de veículos, mantendo a mesma produção do ano anterior (OICA, 2020).

Diante disso, projeta-se a constante absorção de componentes forjados nacional e internacionalmente. Para atender essa demanda, é necessário concentrar-se, principalmente, na pesquisa e desenvolvimento de ferramentas que suportem as tensões, deformações, e gradientes de temperatura que expõem a camada superficial a diversos mecanismos de degradação, tais como, desgaste, fadiga mecânica e a deformação plástica (HAWRYLUKA et al., 2017). O custo das matrizes de forjamento representa entre 17 e 35% do custo do processo e, indiretamente, pode ser superior a 70% (FLAUSINO, 2010).

Estudos apontam o desgaste como o mecanismo de degradação mais encontrado em ferramentas de forjamento a quente, sendo o resultado de uma interação complexa de variáveis que formam o tribossistema típico do forjamento a quente (BEHRENS et al., 2008; SANTAELLA, 2013).

O desgaste, bem como os outros mecanismos de falha, tem início na superfície das matrizes o que impulsionou o desenvolvimento de tratamentos e técnicas de revestimentos superficiais. Esses, são focados no prolongamento da vida útil das matrizes a partir da modificação das propriedades superficiais. A superfície continuará exposta aos mecanismos de

degradação e após um período maior de uso necessitará de reparos ou substituição (ALTAN et al., 2004; HAWRYLUK, 2016).

Diante dos aspectos referidos, desenvolveu-se o projeto de cooperação internacional Brasil-Alemanha intitulado “*Evaluation of Sheet Metal Covers to Improve Tool Life in Forging*”, pertencente ao programa BRAGECRIM (Iniciativa Brasil-Alemanha para Pesquisa Colaborativa em Tecnologia de Manufatura), e realizado através da parceria entre o Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul e o Institute of Metal Forming (IBF) da RWTH Aachen University, Alemanha.

O projeto tem como objetivo principal o desenvolvimento de máscaras metálicas intercambiáveis, nominadas “*die mask*”, produzidas a partir de chapas de aço para o revestimento de matrizes de forjamento a quente, auxiliando na conservação e evitando o desgaste e as deformações plásticas resultantes, principalmente, dos ciclos térmicos e das altas tensões a que essas ferramentas são submetidas a cada peça forjada.

O conceito foi inspirado em insertos substituíveis das ferramentas de corte nos processos de usinagem. A substituição de ferramentas monolíticas por ferramentas utilizando pastilhas de corte, mais baratas e facilmente substituíveis, montadas em um suporte trouxe inúmeros benefícios econômicos e tecnológicos aos processos de usinagem (SCHAEFFER - BRAGECRIM, 2014).

Estudos iniciais realizados por ROSENSTOCK et al. (2015) e HAWRYLUK (2016), afirmam que com a utilização de máscaras metálicas sobre as matrizes de forjamento, as cargas térmicas e mecânicas podem ser reduzidas, prolongando sua vida útil. Quando comparadas a métodos convencionais de tratamentos superficiais, as máscaras possuem as seguintes vantagens (YU et al., 2019):

- As máscaras podem ser substituídas sem a necessidade de troca das matrizes;
- As máscaras podem ser facilmente substituídas sem grandes paradas durante a produção do produto forjado.

A importância estratégica deste projeto para o setor produtivo nacional reside na possibilidade de impulsionar a indústria de forjados, melhorando sua competitividade no mercado internacional, a partir do aumento na vida útil das ferramentas pela utilização de insertos produzidos a partir de chapas metálicas.

Destarte, o objetivo geral deste trabalho consiste em analisar a viabilidade de utilização e o desempenho de chapas de aço 22MnB5 como máscaras metálicas em dois

processos de forjamento a quente. No primeiro, a chapa é encaixada sobre a superfície de uma matriz plana e, no segundo, inserida em uma cavidade axial para obtenção de uma peça semelhante a um flange. Os objetivos específicos são:

- Estabelecer as condições de processamento e parâmetros geométricos para a estampagem a quente de uma geometria axial para fabricação das máscaras axiais;
- Analisar a transformação de fase e as propriedades mecânicas das chapas de aço 22MnB5 quando submetidas aos processos de obtenção das máscaras planas e axiais;
- Investigar o efeito dos ciclos sucessivos de forjamento sobre a integridade superficial das máscaras;
- Observar os modos de desgaste que atuam na superfície das máscaras e analisar se eles comprometem sua funcionabilidade;
- Verificar a aplicabilidade das máscaras planas e axiais para um ciclo completo de 100 forjamentos.

O ineditismo desta pesquisa consiste na aplicação das máscaras metálicas, obtidas a partir do processo de estampagem a quente por embutimento do aço 22MnB5, como alternativa à métodos de endurecimento superficial e tratamentos termoquímicos atualmente aplicados nas superfícies das matrizes de forjamento a quente. O propósito é que a máscara protetora receba os danos superficiais que seriam diretamente sofridos pelas matrizes e, conseqüentemente, levar ao aumentando a vida útil dessas ferramentas.

A proposta torna-se significativa à indústria no que diz respeito a funcionalidade da substituição das máscaras e, ainda, na facilidade de retrabalho da matriz em caso de falhas, uma vez que não há tratamentos de endurecimento superficial.

2 REVISÃO DE LITERATURA

Desenvolver um processo de conformação a quente envolve diversas etapas, desde a escolha da geometria e construção do ferramental, parametrização das variáveis de influência, manuseio e operação de equipamentos, entre outros. Cada tipo de material a ser conformado apresenta complexos parâmetros, principalmente de temperatura, tempo, deformação e tribologia que influenciam diretamente a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas das peças.

Com a finalidade de expor esses conceitos, foram descritos, brevemente, os fundamentos teóricos dos processos de conformação mecânica por forjamento a quente em matriz fechada e estampagem a quente que norteiam o tema desta pesquisa e reforçam sua ligação ao projeto BRAGECRIM. Em seguida, são apresentados conceitos metalúrgicos, tais como, microestrutura dos aços, transformações de fases, fenômenos metalúrgicos e caracterizações dos materiais.

2.1 Processo de Forjamento a quente em matriz fechada

O crescente interesse global na fabricação de produtos de forma precisa, ou próxima à forma de componentes prontos, levou a um desenvolvimento significativo da tecnologia de forjamento a quente e a frio em matriz fechada (ALTAN et al., 2004). Devido às suas vantagens, o forjamento em matriz fechada é a técnica de produção mais avançada utilizada na produção em massa de componentes industriais de alta resistência (HAWRYLUKA et al., 2017). Apesar dos inúmeros benefícios atribuídos, o forjamento em matriz fechada apresenta, no entanto, desvantagens frente a outros métodos de conformação, sendo a vida útil do ferramental a mais significativa.

A durabilidade de uma ferramenta é influenciada por uma série de fatores, tais como, a velocidade de deformação, a temperatura da peça forjada, o atrito entre a ferramenta e o material, a geometria da ferramenta, entre outros. Para que se obtenha um produto economicamente viável e de boa qualidade, é necessária uma boa inter-relação entre todos estes fatores (SCHAEFFER, 2006).

EBARA e KOBOTA (2007) afirmam que a maioria das falhas em matriz de forjamento a quente são causadas pelas inadequações em quatro principais variáveis: (i)

material da matriz, (ii) projeto da matriz, (iii) fabricação da matriz, (iv) operações de forjamento. As variáveis de influência e sua relação com as causas de falhas no processo de forjamento a quente estão listadas na Tabela 2.1.

Tabela 2.1– Principais variáveis de influência e suas causas que originam falhas em matriz de forjamento a quente (EBARA e KOBOTA, 2007).

Variáveis	Causas
Material da matriz	Inclusões não-metálicas Presença de impurezas Tratamento térmico inadequado
Projeto da matriz	Raio de canto pequeno Forma de impressão insuficiente Largura e espessura da matriz insuficientes
Fabricação da Matriz	Insuficiente acabamento superficial Tratamento superficial inadequado Superfície irregular Reparação de solda
Operações de Forjamento	Pré-aquecimento insuficiente Posicionamento inadequado da matriz Aquecimento insuficiente do <i>billet</i> Lubrificação inadequada

Desta forma, desde o planejamento do processo de forjamento procura-se priorizar esses fatores para maximizar a vida útil da ferramenta. Outros estudos reforçam fatores relevantes no planejamento do processo e que influenciam diretamente na durabilidade de uma ferramenta, esses fatores são mostrados na Figura 2.1.

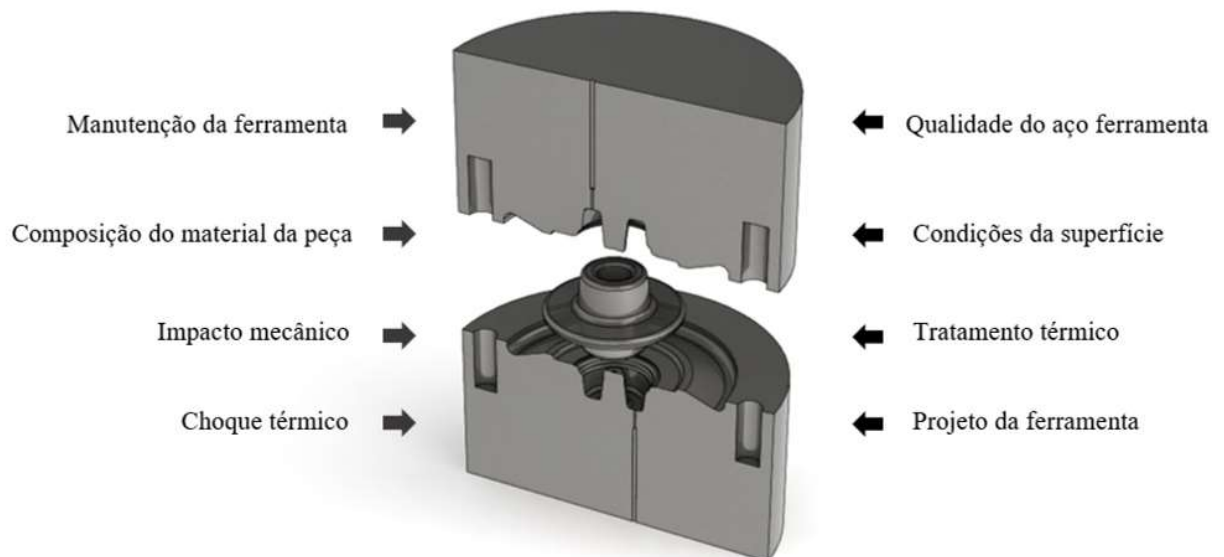


Figura 2.1 - Principais fatores que influenciam a vida de uma ferramenta. Adaptada de MARQUES et al. (2018) e SCHAEFFER (2006).

Os materiais utilizados na fabricação de matrizes para forjamento devem possuir uma elevada resistência ao desgaste e às solicitações de compressão e choque, sendo a tenacidade muito importante no caso de ferramentas que possuam formas complexas. Em matrizes para forjamento a quente devem ser considerados aspectos relacionados a manutenção das propriedades mecânicas do material a temperaturas elevadas (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

O projeto das ferramentas envolve diversos aspectos e relações geométricas. RODRIGUES e MARTINS (2010), descrevem a metodologia habitualmente seguida no projeto de componentes forjados em matriz fechada de acordo com os preceitos: (i) determinação do volume e peso da matéria prima, (ii) determinação da complexidade da forma da peça forjada, (iii) Dimensionamento das matrizes de pré-forma e acabamento e (iv) determinação da força e energia necessárias.

Ainda, quanto ao controle adequado da temperatura, esse é considerado um fator fundamental na maximização da vida e desempenho das ferramentas. Matrizes frias extraem mais calor da peça forjada e conduzem o aumento das pressões de forjamento. Já matrizes excessivamente quentes podem perder dureza e resistência ao desgaste devido a fenômenos localizados de amaciamento.

Devido aos fatores que influenciam o aquecimento e arrefecimento das matrizes, a manutenção de uma temperatura adequada torna-se uma tarefa árdua. Durante ciclos de produção, perde-se calor por radiação, por vaporização do lubrificante, e por condução para máquina ferramenta e dispositivos auxiliares. É, contudo, possível estabelecer perfis que permitem identificar regimes de funcionamento regulares e irregulares, conforme mostra a Figura 2.2.

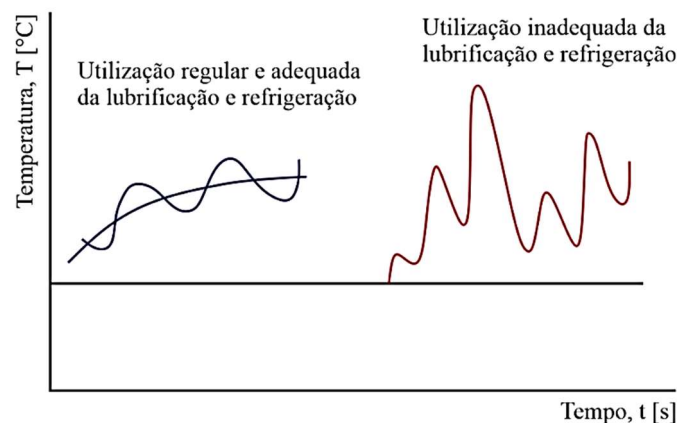


Figura 2.2 - Regimes térmicos de funcionamento das matrizes de forjamento. Adaptada de RODRIGUES e MARTINS (2010).

2.1.2 Mecanismos de falha em matrizes de forjamento a quente

Os fatores acima mencionados levam ao aparecimento de mecanismos de falhas nas ferramentas de forjamento a quente, sendo esses: o desgaste, a fadiga mecânica, a fadiga térmica e a deformação plástica. Entre eles, as diferentes formas de desgaste são a principal causa de falha em matrizes de forjamento a quente. Segundo GRONOSTAJSKI et al. (2014), os mecanismos de falha no forjamento a quente ocorrem de forma simultânea, interagem uns com os outros, e não devem ser estudados de forma isolada.

Há um grande número de estudos sobre os mecanismos de desgaste e a determinação de coeficientes de desgaste para diversos materiais sob diferentes condições. Citam-se ASHBY et al. (1990) que elaboraram mapas dos mecanismos de desgaste para diferentes tipos de aços sob diferentes condições de pressão e velocidade de atuação da ferramenta; PAINTER et al. (1996) que analisaram o desgaste abrasivo e o adesivo durante o processo de extrusão a quente considerando a pressão, a velocidade de trabalho e a dureza dos materiais; KANG et al. (1999) sugeriram um modelo de desgaste modificado, relacionando a dureza da matriz em função da temperatura e tempo de operação considerando o amaciamento superficial como parâmetro; e BEHRENS (2008) desenvolveu um modelo por elementos finitos para estimar o desgaste avaliando a influência da velocidade de atuação da ferramenta e pressão normal de contato entre a peça e a ferramenta; KIN et al. (2005) elaboraram dois métodos para estimar a vida útil das matrizes em processos de forjamento a quente. O primeiro é um método que pode prever a deformação plástica de uma matriz e o segundo calcular a quantidade de desgaste abrasivo. Estes métodos foram aplicados no forjamento a quente com variações de temperatura da matriz (200 a 400 °C) e velocidade de atuação da ferramenta (250 a 300 mm/s).

Baseados nos estudos de BEHRENS (2008), KIN et al. (2005) e CHOI et al. (2012) aplicaram numérica e experimentalmente a metodologia utilizada para estimar o desgaste abrasivo e a deformação plástica após longos ciclos de forjamento. O parâmetro de desgaste abrasivo, k , foi determinado para estimativas de desgaste abrasivo sobre diferentes condições de temperatura e a deformação plástica analisada a partir do mapeamento de coordenadas superficiais.

Os estudos sobre desgaste em matriz de forjamento a quente citados acima foram todos apoiados no modelo de predição do desgaste abrasivo proposto por ARCHARD (1953), conforme demonstra a Equação 2.1:

$$W = k_i \int \frac{p_N V_i}{H_i} dt \quad \text{Equação 2.1}$$

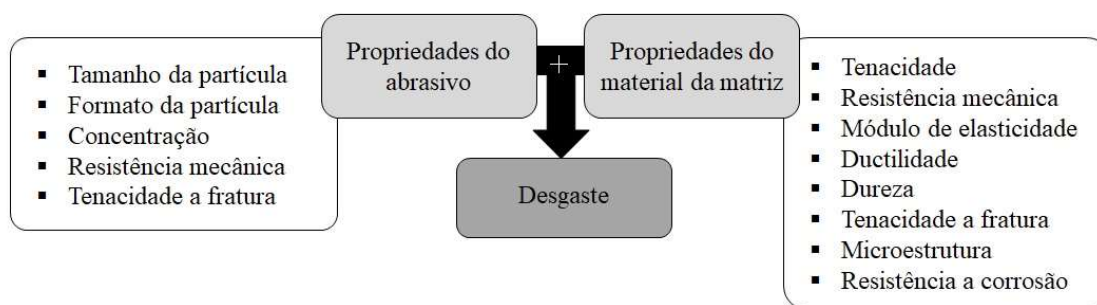
Onde, W é o volume de material removido (mm^3/mm), p_N é a pressão normal aplicada (MPa), V_i é a velocidade de deslizamento entre as superfícies (mm/s), H_i é a dureza superficial (Brinell-Pa) e k_i é o coeficiente adimensional de desgaste.

2.1.2.1 Desgaste Abrasivo

O desgaste abrasivo resulta da perda de material, principalmente através da remoção de partículas do material da superfície e surge devido a partículas abrasivas soltas ou fixas nas áreas onde há movimento relativo resultante da interação entre as superfícies (GRONOSTAJSKI et al., 2016).

A Tabela 2.2 lista as propriedades do abrasivo e do material da matriz que influenciam o aparecimento e progressão do desgaste abrasivo (CHANDER et al., 2017). Além deles, os processos químicos de corrosão e oxidação influenciam diretamente a taxa de desgaste de um material no ambiente de interesse.

Tabela 2.2 – Fatores que influenciam o aparecimento e progressão do desgaste abrasivo (CHANDER et al., 2017).



Em alguns casos, o desgaste abrasivo se dá pela ação de dois corpos, deixando marcas e riscos formados paralelamente à direção de deslocamento das partículas. Juntamente com o desgaste abrasivo podem ocorrer outros mecanismos, chamados de micromecanismos, estes dão origem a deformação plástica e fratura frágil (MARQUES et al., 2018), conforme mostra a Figura 2.3.

Em algumas circunstâncias a deformação plástica ou fratura frágil podem ocorrer de forma isolada, porém, geralmente, ocorrem simultaneamente. O resultado do desgaste abrasivo é a remoção de material da superfície da matriz e perda da integridade geométrica, fato que compromete, e em alguns casos, inviabiliza sua utilização.

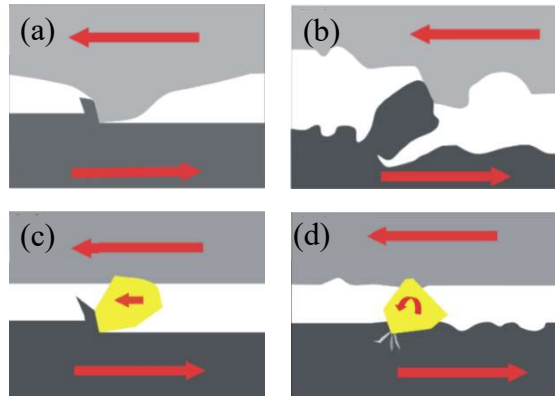


Figura 2.3 – Micromecanismos de desgaste abrasivo entre dois e três corpos: (a) e (c) Deformação plástica; e (b) e (d) Fratura frágil (MARQUES et al., 2018).

A formação de óxidos superficiais durante o aquecimento do *billet* para forjamento a quente é um agravante que contribui para o desgaste abrasivo devido à alta concentração de partículas duras na interface entre ferramenta e a peça de trabalho (BARRAU et al., 2007). O desgaste abrasivo intensificado pelas partículas de óxidos duros formados durante a oxidação em alta temperatura das superfícies é mostrado na Figura 2.4.

Como resultado desse mecanismo, as ranhuras se formam ao longo da direção na qual ocorre o escoamento do material e sua profundidade e forma dependem principalmente das condições de forjamento. Essas ranhuras são particularmente suscetíveis à abrasão e são rapidamente removidas da superfície da ferramenta no decorrer dos ciclos de forjamento, o que resulta em perda de material e em uma mudança na geometria da ferramenta. Particularmente, os locais suscetíveis a esse tipo de desgaste são onde ocorre o maior escoamento do material (distância de deslizamento) que está sendo forjado GRONOSTAJSKI, et al. (2014). Na maioria das vezes, estes são os raios externos da matriz e nos canais de saída para rebarba. Um exemplo das ranhuras formadas nas saídas para o canal de rebarba é mostrada na Figura 2.4b.

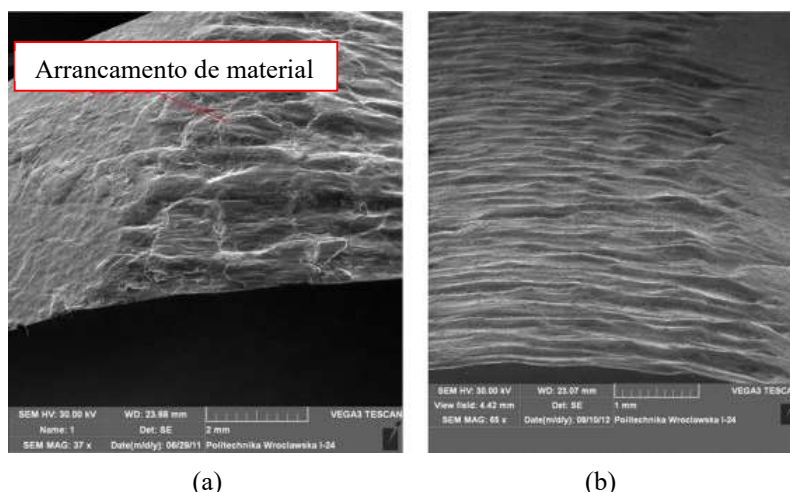


Figura 2.4 - Desgaste abrasivo típico de matrizes de forjamento: (a) Intensificação do desgaste abrasivo entre três corpos (partículas de óxidos); e (b) Ranhuras na saída do canal de rebarba de uma matriz após os 4300 ciclos de forjamento (GRONOSTAJSKI et al., 2014).

2.1.2.2 Desgaste adesivo

O desgaste adesivo é definido como a transferência de material de uma superfície para outra sob carga e movimento relativo causada por soldagem no estado sólido (MARQUES et al., 2018). Segundo GRONOSTAJSKI et al. (2014), o desgaste adesivo ocorre nas microáreas de deformação plástica da camada superficial, especialmente onde há irregularidades na superfície. Geralmente, ocorre sob altas pressões e em velocidades relativamente baixas durante a interação entre materiais similares ou materiais que apresentam afinidade química (condições típicas do processo de forjamento).

O mecanismo de desgaste adesivo é mostrado na Figura 2.5. O tamanho das partículas quebradas depende, principalmente, dos parâmetros do processo de forjamento e das propriedades da camada superficial da ferramenta e do *billet*.

Quando os materiais nesses locais são aproximados de modo que forças interatômicas começam a agir e ligações metálicas locais se formam entre as superfícies. O deslocamento mútuo das superfícies faz com que as ligações sejam destruídas e o rompimento das ligações resulta na separação de partículas metálicas de uma superfície que tendem a ser aderidas a outra de maneira temporária ou permanente. Como o desgaste adesivo pode evoluir para desgaste abrasivo com o surgimento de partículas livres, a aplicação do termo desgaste adesivo é limitada (MARQUES et al., 2018).

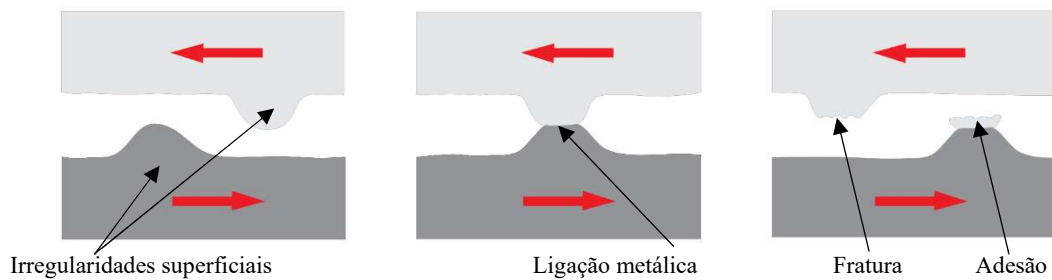


Figura 2.5 – Representação esquemática do mecanismo de desgaste adesivo. Adaptada de: GRONOSTAJSKI et al. (2014).

Um exemplo do desgaste adesivo da matriz usada na segunda operação do forjamento de uma junta universal é mostrado na Figura 2.6. A temperatura do material formado neste processo é 900°C, isto é, muito inferior à dos processos típicos de forjamento a quente, favorecendo este tipo de desgaste. O desgaste adesivo manifesta-se onde o material removido marca a superfície da ferramenta abaixo do raio de redução da seção transversal (Figura 2.6c).

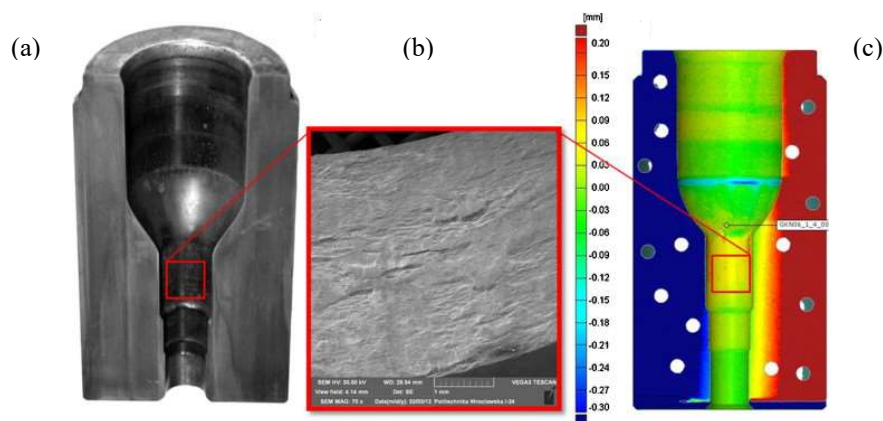


Figura 2.6 - Exemplo de desgaste adesivo: (a) Vista das superfícies de trabalho da matriz de forjamento; (b) Microárea; e (c) Varredura por scanner da superfície de trabalho (GRONOSTAJSKI et al., 2014).

2.1.2.3 Desgaste Oxidativo

O desgaste oxidativo consiste na degradação da camada superficial das partes metálicas em atrito devido à remoção dos filmes de óxidos formados pela absorção de oxigênio. As condições do desgaste oxidativo são determinados por diversos fatores, tais como: carga normal necessária para conformação, velocidade de deslizamento e a rugosidade superficial dos materiais. Considera-se que o desgaste oxidativo ocorre quando a intensidade com a qual os revestimentos de óxidos se formam é mais alta do que aquela com a qual a superfície é degradada por abrasão, conforme mostra a Figura 2.7 (GRONOSTAJSKI et al., 2014).

Independentemente das propriedades dos óxidos, o filme de óxido contribui para a fissuração da superfície da ferramenta. A cinética da oxidação da superfície afeta a taxa de fissuração e a morfologia das fissuras. Trincas no revestimento de óxido, frequentemente, se propagam na camada superficial da ferramenta.

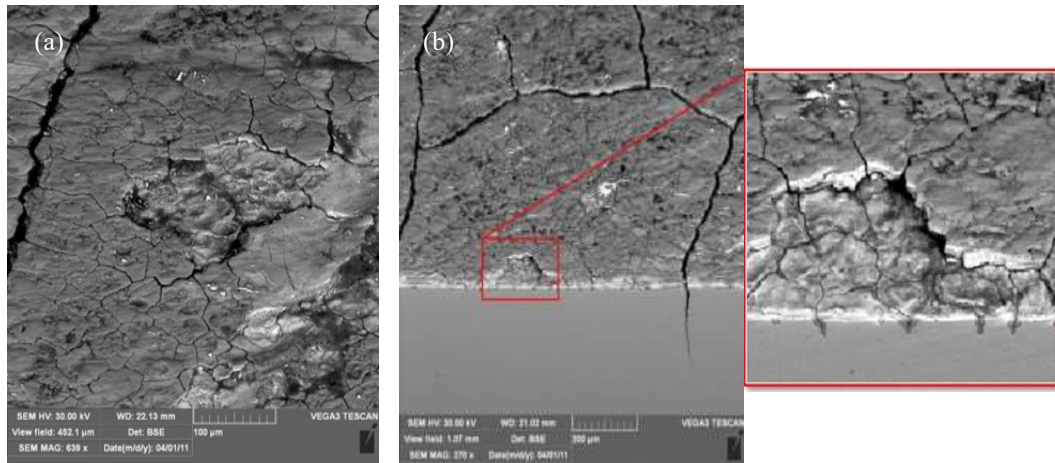


Figura 2.7 – Exemplo de desgaste oxidativo: (a) Lascas em revestimento de óxido na superfície de uma matriz de forjamento após 1850 ciclos; (b) Rede de trincas no revestimento de óxido que se propagam em material (GRONOSTAJSKI, et al., 2014).

2.1.2.4 Desgaste por Fadiga

A definição de fadiga, pela norma ASTM E1823-96, é um processo de mudança localizada, permanente e progressiva na estrutura, que ocorre no material sujeito a flutuações cíclicas de tensões e deformações que pode culminar em trincas ou completa fratura depois de um número suficiente de ciclos. Geralmente, as trincas por fadiga se iniciam e propagam em regiões onde as deformações são mais severas.

Fadiga mecânica é o dano estrutural progressivo e localizado que ocorre quando um material é submetido a carga cíclica. Mesmo baixas tensões, inferiores ao limite de escoamento, podem levar a falhas quando submetidas em ciclos (NORTON, 2006). Esse tipo de falha é mais comum nas etapas finais de preenchimento pela alta concentração de tensões dentro da ferramenta que pode levar ao início de trincas após alguns ciclos (SANTAELLA, 2013). A Figura 2.8 mostra um exemplo de propagação de trinca em um ponto de concentração de tensão.

A fadiga térmica é um mecanismo de dano acumulativo e progressivo decorrente do efeito de mudanças cíclicas de temperatura e ao efeito de ciclos termomecânico acoplados. A pequena camada aquecida e arrefecida e a diferença de temperatura do material da ferramenta durante o processo de forjamento, originam tensões que podem atingir valores acima do limite de elasticidade do material da ferramenta, causando fissuração da superfície após alguns ciclos de forjamento (SERIACOPI, 2013). Normalmente, este tipo de falha ocorre em locais onde o tempo de contato entre a peça de trabalho e a ferramenta é suficientemente longo, tal como, ressalto ou rebaixos para posicionamentos de *billets* nas superfícies das matrizes. Sendo a conclusão do estudo semelhante aos fatores enumerados por (SERATONI, 2003):

- As trincas por fadiga térmica originam-se na superfície do material, sendo a nucleação propiciada por concentradores de tensões mecânicas ou concentradores de tensões metalúrgicas;
- As trincas por fadiga térmica ocorrem na matriz do material são decorrentes do efeito da rugosidade que vem a atuar como concentrador de tensão mecânico.

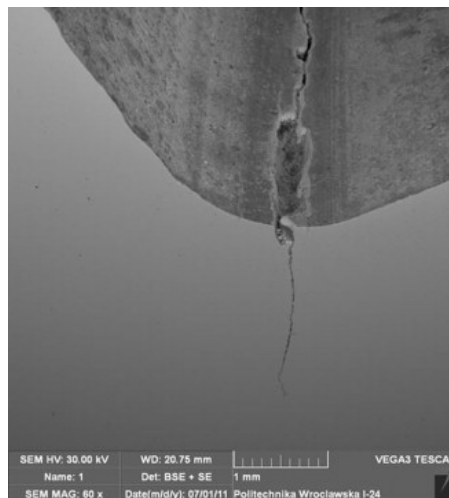


Figura 2.8 – Trinca causada por fadiga em um raio de canto (GRONOSTAJSKI, et al., 2014).

GRONOSTAJSKI et al. (2014) cita como exemplo o caso do forjamento a quente acima de 1100 °C. Nele, é muito comum o início da rede de fissuras termomecânicas após o forjamento de aproximadamente 500 peças. Depois de forjar 1850 peças surge uma rede secundária, devido ao intenso crescimento de trincas. O material próximo a fratura é mais frágil, mais propenso ao desgaste abrasivo e à deformação plástica. Na Figura 2.9a é possível observar as trincas primárias. Na Figura 2.9b tem-se as trincas secundárias formadas, e ainda é possível perceber as irregularidades na superfície causadas pelo desgaste abrasivo. A aparência típica

de uma matriz que apresenta falha por fadiga térmica é a de uma fina rede de trincas. Este fenômeno é conhecido como *heat checking* (MARQUES et al., 2018).

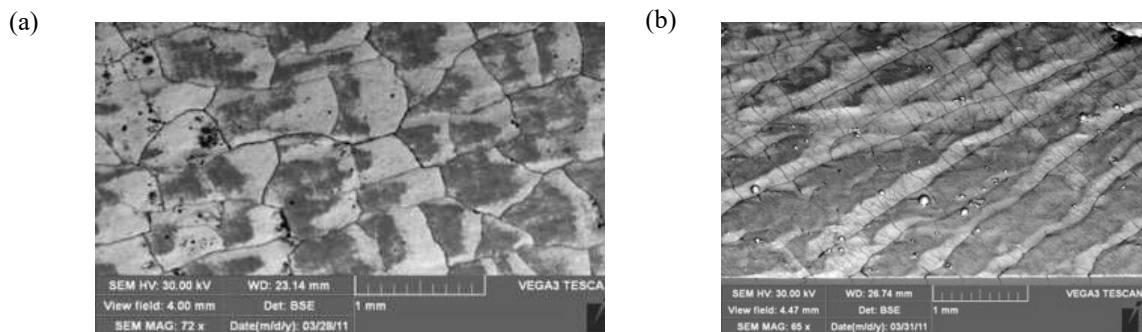


Figura 2.9 - Rede de trincas causadas por fadiga termomecânica: (a) Após 550 ciclos de forjamento; e (b) formação de trincas secundárias e irregularidades superficiais causadas por desgaste abrasivo após 1850 ciclos de forjamento (GRONOSTAJSKI et al., 2014).

2.1.2.5 Deformação Plástica

Deformação plástica é o mecanismo de falha que ocorre quando uma determinada região da matriz é submetida a condições extremas de pressão e temperatura originando tensões maiores do que a tensão de escoamento do material. Ocorre normalmente junto a cantos vivos e área de pequeno volume onde a tensão normal e a tensão de cisalhamento na interface entre o material e a matriz atingem valores extremos (FLAUSINO, 2010).

Segundo GRONOSTAJSKI et al. (2014), em processos de forjamento a quente, a temperatura da camada superficial das ferramentas pode chegar a 800°C, enquanto as tensões geradas por cargas externas podem chegar a 1.000 MPa, o que indica que as deformações plásticas são altamente incidentes. A suscetibilidade da camada superficial das ferramentas às deformações plásticas aumenta com a sua vida útil e dependente da sua dureza. Os dados sobre como a dureza da ferramenta é alterada pelo revenimento espontâneo que ocorre durante o contato com o material quente são muito úteis para prever a possível ocorrência de deformações plásticas.

No caso de forjamento em temperatura acima de 1100°C, o amaciamento do material causado pela alta temperatura resulta na diminuição do ponto de escoamento do material, que combinado com interações mecânicas leva à deformação plástica da matriz nas áreas particularmente suscetíveis, bem como, ao desgaste abrasivo devido à diminuição de

dureza do material, ambos são mostrados na Figura 2.10 em uma matriz submetida a 6900 ciclos de forjamento.

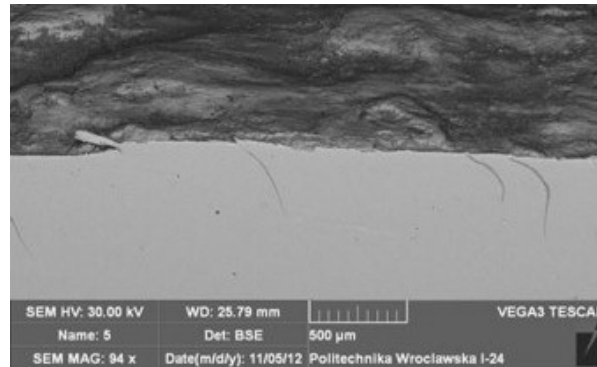


Figura 2.10 - Deformação plástica e desgaste abrasivo (GRONOSTAJSKI et al., 2014).

2.2 Estampagem de peças cilíndricas

A estampagem é o processo de conformação mecânica no qual uma chapa metálica é forçada a escoar controladamente pela ação de um prensa chapas para o interior de uma matriz, em consequência da atuação de um punção, dando origem a uma peça oca com geometria definida por ambas as ferramentas (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

Estampabilidade é a capacidade que a chapa metálica tem de adquirir a forma de uma matriz, sem se romper ou apresentar qualquer outro tipo de defeito de superfície ou de forma, sendo uma função não somente das propriedades do material, mas também das condições de deformação e dos estados de tensão e de deformação.

A Figura 2.11 mostra os principais estágios de uma operação de estampagem cilíndrica a frio. O início da operação de estampagem, onde o punção avança em direção à chapa com uma velocidade v (mm/s) e o prensa chapas aplica uma força F (N), empurrando a chapa em direção à matriz é mostrada na Figura 2.11a. O movimento progressivo do punção leva a solitação da zona da aba, sendo a transmissão de forças feita pela zona cônica que está se desenvolvendo. Este modo de deformação continuará até que se atinja na zona da aba condições para que o material entre em deformação plástica, Figura 2.11b.

Inicia-se a 2ª fase, Figura 2.11c, caracterizada pelo material que se encontra na vizinhança do raio da matriz e da aba entrar em deformação plástica e, por outro lado, as zonas do fundo e do canto do punção reentrarem em regime elástico.

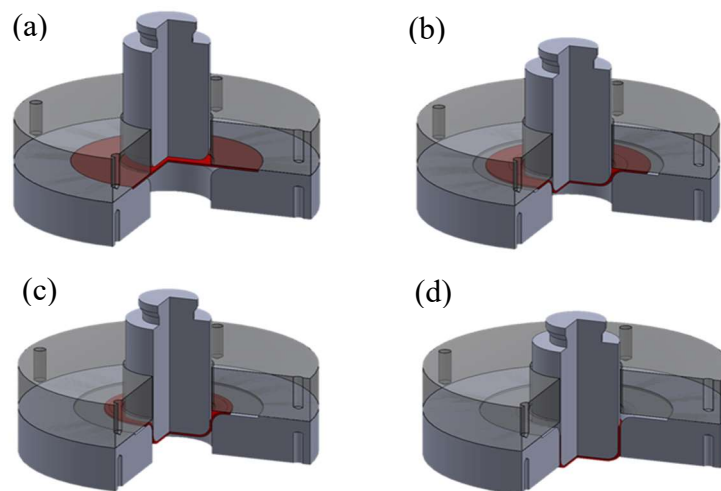


Figura 2.11 - Principais estágios de uma operação de estampagem cilíndrica; (a) avanço do punção em direção à chapa, (b) final da 1ª fase de estampagem e início da 2ª, (c) 2º fase de estampagem e (d) final da operação. Adaptada de RODRIGUES e MARTINS (2010).

A estampagem termina quando todo o material que se encontra sobre a matriz entrar para o interior da cavidade, no caso de um copo sem aba, dando origem a um copo de paredes cilíndricas, como mostra a Figura 2.11d.

Na Figura 2.12 é possível identificar com clareza as diferentes regiões que formam a peça durante o processo de estampagem, a 1º fase é representada no lado esquerdo e a 2º fase no lado direito da figura. Essas regiões são classificadas segundo RODRIGUES e MARTINS (2010) da seguinte forma:

- Região AB – Zona do fundo da copo;
- Região BC – Zona do canto do punção;
- Região CD – Zona inicialmente cônica que degenera na zona cilíndrica à medida que a estampagem progride;
- Região DE – Zona do canto da matriz;
- Região EF – Zona da aba.

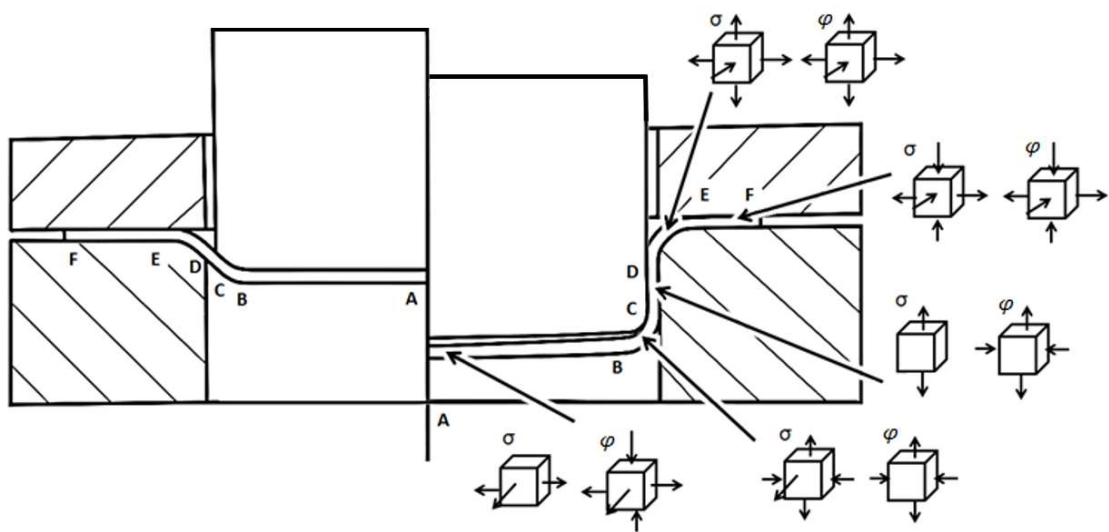


Figura 2.12 – Zonas consideradas na estampagem para a 1ª e 2ª fase. Adaptada de RODRIGUES e MARTINS (2010), SCHAEFFER (2004) e DIETER (1981).

A trajetória de deformação pode ser traçada a partir dos limites de conformação das operações de estampagem através da curva limite de conformação (curva CLC). A Figura 2.13 apresenta as características da operação de estampagem cilíndrica (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

A partir da análise da Figura 2.13a e b é possível afirmar que a estampagem não deverá apresentar problemas na medida em que todos os pontos da trajetória de deformação estão abaixo da curva CLC (pontos A a I). Entretanto, uma análise mais detalhada permite obter as seguintes conclusões adicionais:

- O ponto A, situado na periferia da aba, descreve uma trajetória de deformação muito próxima da compressão uniaxial.
- O ponto I, situado na zona do fundo do copo, descreve uma trajetória de deformação de tração biaxial simétrica.
- O ponto E, situado na zona cilíndrica, descreve uma trajetória de deformação semelhante à tração uniaxial simples.
- Os pontos B, C e D, situados na aba e no canto da matriz, descrevem trajetórias de deformação não-lineares.
- Os pontos F, G e H, situados na zona de canto do punção e nas regiões que lhes são adjacentes, descrevem trajetórias de deformação complexas.

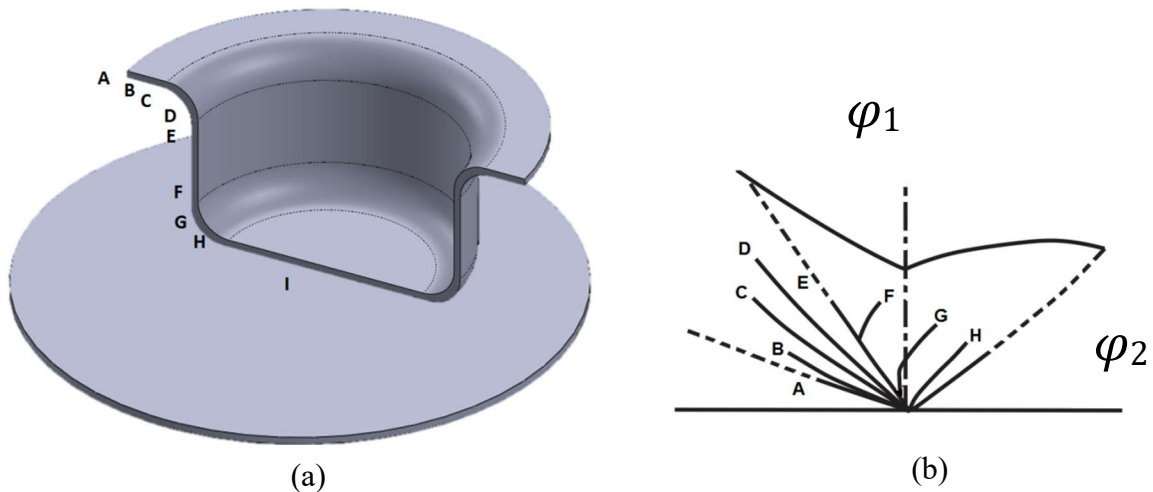


Figura 2.13 – Representação esquemática das trajetórias de deformação características de uma operação de estampagem cilíndrica: (a) Representação de posição no copo estampado e (b) Representação da posição na curva limite de conformação. Adaptada de RODRIGUES e MARTINS (2010).

2.2.1 Relação de estampagem

A estampagem de uma chapa com diâmetro (D) para um copo estampado de diâmetro (d), como, por exemplo, o copo apresentado na Figura 2.13, somente pode ser realizado dentro de certo limite. Este limite pode ser previamente analisado a partir do cálculo da relação de estampagem (β) (SCHAEFFER, 2004).

A relação de estampagem é definida pelo quociente entre o diâmetro da geratriz (D) pelo diâmetro do punção que será utilizado para estampagem (d), conforme Equação 2.2:

$$\beta = \frac{D}{d} \quad \text{Equação 2.2}$$

Para uma primeira aproximação pode-se calcular a relação de estampagem admissível (β_{adm}) para materiais de alta estampabilidade pela Equação 2.3:

$$\beta_{adm} = 2,15 - \frac{d}{1000 \cdot s} \quad \text{Equação 2.3}$$

Sendo d o diâmetro do punção e s a espessura da chapa.

Para aços de menor estampabilidade é utilizada a Equação 2.4:

$$\beta_{adm} = 2,00 - \frac{1,1d}{1000 \cdot s} \quad \text{Equação 2.4}$$

2.2.2 Força de estampagem e Pressão no prensa chapa

Segundo TSCHAETSCH (1990), a força máxima de estampagem para um copo cilíndrico pode ser calculada pela Equação 2.5:

$$F = d \cdot \pi \cdot s \cdot k_f \cdot n \quad \text{Equação 2.5}$$

Onde, k_f é a tensão de escoamento do material e n é um fator de correção em função das dimensões iniciais e finais da região estampada. No caso estudado, n é igual a 1,1 (TSCHAETSCH, 1990).

A pressão no prensa chapa pode ser calculada pela Equação 2.6:

$$p = \left[(\beta_{adm} - 1)^2 + \frac{d}{200 \cdot s} \right] \cdot \frac{k_f}{400} \quad \text{Equação 2.6}$$

2.2.3 Variação de espessura

Embora se possa estimar qualitativamente o modo como a espessura varia em cada uma das zonas de uma peça estampada, na generalidade dos casos não é possível quantificar essa variação, pois esta depende da totalidade dos parâmetros geométricos e operacionais definidos para o processo. A Figura 2.14 mostra, de modo qualitativo, a variação de espessura que se obtém em uma peça cilíndrica estampada (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

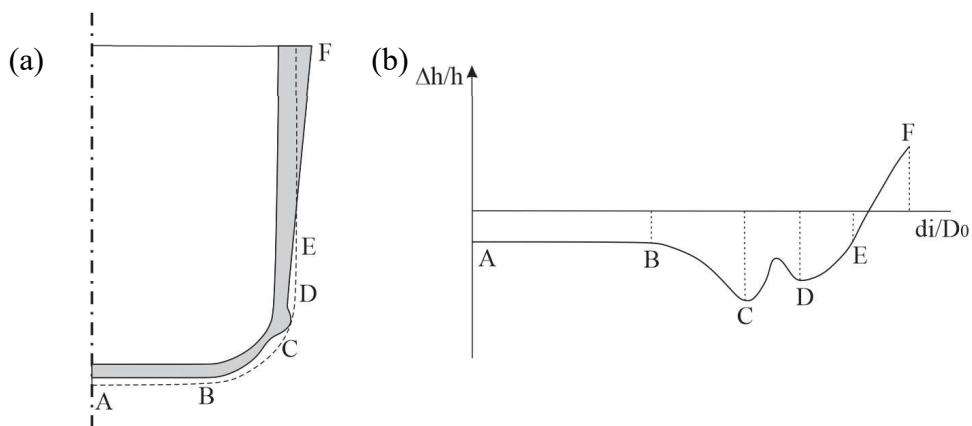


Figura 2.14 – Representação esquemática da variação de espessura numa estampagem de peça cilíndrica: (a) no copo em corte e (b) graficamente em função da posição inicial da seção na chapa plana (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

A perda de espessura no fundo do copo e no canto do punção surge essencialmente

durante a 1ª fase de estampagem, enquanto o processo de deformação não for capaz de induzir a tensão radial necessária no ponto D para deformar plasticamente a zona do canto da matriz e da aba. Enquanto a redução de espessura no fundo do copo é praticamente uniforme, na zona do canto do punção ela aumenta progressivamente até o ponto C.

No início da estampagem a região formada pelo contato com o canto do punção vai se formando à custa da distensão do material do fundo do copo, sob a ação de um estado de deformação de tração biaxial simétrico, porém, quando o material atinge a zona de canto do punção o estado de deformação altera-se, e em particular no ponto C, a deformação plástica ocorre com valores mais elevados da tensão radial, em consequência dos incrementos que recebe do atrito e do dobramento instantâneo, resultando em uma maior redução de espessura com a formação de estrição no ponto, que vai se acentuando até que o estado de tensão seja suficiente para que no ponto D se atinjam condições de solicitações capazes de promover a deformação plástica da zona do canto da matriz e da aba.

A transmissão de forças entre o canto do punção e o canto da matriz é feita através da zona cônica que permanece em regime elástico durante o processo, mas contribui para o aumento da tensão radial no ponto D, pois a medida que sua configuração vai evoluindo de cônica para cilíndrica o raio do ponto C vai aumentando e o raio do ponto D diminuindo.

Alcançadas as condições de deformação plástica na zona do canto da matriz e da aba inicia-se a 2ª fase de estampagem e a deformação plástica da zona do fundo do copo e no canto do punção cessa, ou seja, estas zonas reentram em regime elástico, e permanecem deste modo até o final do processo. Nesta etapa a estampagem continua do ponto de menor espessura, ponto C, Figura 2.14, e a partir deste ponto a tensão necessária para continuar a deformação plástica do canto da matriz e da aba será cada vez menor, bem como, a dimensão da aba que começou a escoar em direção ao interior da matriz. Por outro lado, com o início da 2ª fase de estampagem a parte ainda não formada do canto do punção vai ser completada com material da zona cônica, o qual sofrerá redução de espessura apenas devido ao dobramento com forças de tração e à consequente distensão que lhe está associada.

A segunda estrição ocorre no ponto D e forma-se no instante de transição entre a 1ª e 2ª fase de estampagem, pois é nessa altura que a tensão radial neste ponto atinge o valor mais elevado, contudo, a estrição neste ponto não é tão elevada quanto no ponto C. No caso de fratura, devido ao estado de tensões apresentado, ela terá origem a partir do ponto C.

Partindo do ponto D até a extremidade da taça, ponto F, verifica-se aumento de espessura, tornando-se superior a espessura inicial da chapa. Esta evolução de espessura

compreende-se a partir do momento em que se constata que a zona do copo é formada com material que inicialmente se encontrava na zona do canto da matriz e da aba e cuja deformação plástica se processou através de uma combinação entre tensões tangenciais de compressão, crescentes em módulo em direção a periferia, e tensões radiais de tração, com valor decrescente até a borda da chapa (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

2.3 Estampagem a quente

Devido ao avanço do estudo e desenvolvimento metalúrgico dos aços usados em chapas para aplicações automotivas, cita-se a indústria automobilística devido ao impacto direto e ao tamanho do mercado, que buscam aliar o aumento da resistência mecânica e redução de espessura sem perda de desempenho mecânico, surgiram após quarenta anos de contínua evolução metalúrgica os aços avançados de alta resistência, segundo LI et al. (2016).

Verificou-se que a conformação mecânica desses aços a frio é inadequada devido ao retorno elástico acentuado, afetando diretamente a precisão dimensional da peça em função das tensões residuais. A solução, então, foi desvincular as características de processamento e aplicação do material obtido através do aquecimento da chapa, ou seja, da estampagem a quente (GORNI, 2010).

A estampagem a quente, apesar de ter um crescimento exponencial de aplicações apenas nos últimos vinte anos, não é um processo de conformação novo. Foi originalmente desenvolvida pela empresa sueca, *Plannja Hard Tech*, em 1973, para a produção de lâminas de serra e de cortadores de grama (KARBASIAN e TEKKAYA, 2010). Hoje, é um dos processos mais bem sucedidos utilizados pela indústria automobilística para produção de componentes estampados de geometria complexa com propriedades mecânicas superiores, tais como, regiões com deformações programadas para a absorção de energia e reforços estruturais para carros de passageiros, cujo tamanho é relativamente grande, com formato complexo e altos níveis de resistência mecânica (LI (b) et al., 2016).

No processo, as chapas são austenitizadas, estampadas e temperadas em matrizes refrigeradas, de modo que são obtidas peças de alta resistência a partir da transformação martensítica, conforme ilustra a Figura 2.15.

Atualmente, está sendo dada grande atenção à melhoria do processo de produção de peças com distribuições personalizadas de propriedades mecânicas, permitindo que as peças

sejam feitas em conformidade com os requisitos funcionais, por exemplo, o aumento na resistência mecânica obtida com esses aços prejudicou a estampabilidade, então, em vez de utilizar uma fase totalmente martensítica, podem ser incorporadas regiões mais dúcteis, tais como, as com ferrita e perlita, para aumentar a absorção de energia.

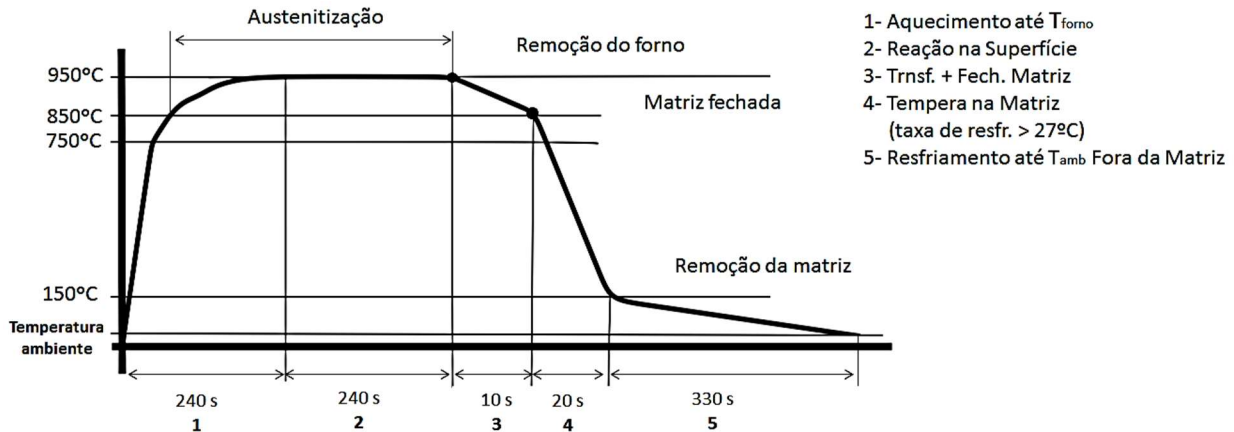


Figura 2.15 – Ciclo térmico do processo de estampagem a quente com têmpera na matriz. Adaptado de MAAS E STAUDINGER (2008) apud GORNI (2010).

A Figura 2.15 mostra, de forma esquemática, o ciclo térmico da estampagem a quente seguida de têmpera em “*closed tool*”. Os aços baixo carbono ao boro constituem a única classe de aço que produzem uma microestrutura totalmente martensítica após a estampagem a quente (KARBASIAN e TEKKAYA, 2010), para isso, geratrizes são austenitizadas entre 850° e 950 °C e permanecem a essa temperatura entre 4 e 10 minutos. Após esse aquecimento, a chapa é transferida para a matriz de estampagem onde é conformada. A têmpera ocorre após o período de 5 a 25 s de contato entre a chapa e a matriz onde a taxa de resfriamento deve ser maior que 27 °C/s. Por fim, a peça é extraída da matriz a aproximadamente 150 °C e resfria ao ar (GORNI, 2010).

O processo de estampagem a quente pode ser executado na forma direta ou indireta. Peças de geometria simples são produzidas a partir do processo direto, Figura 2.16a, onde a geratriz é conformada exclusivamente por estampagem a quente. Já para a estampagem a quente de peças de geometria de média e alta complexidade deve ser utilizado o processo indireto, Figura 2.16b , onde 80 a 95% da conformação é realizada a frio e a estampagem a quente é utilizada apenas para calibração dimensional e têmpera (KARBASIAN e TEKKAYA, 2010; GORNI, 2010).

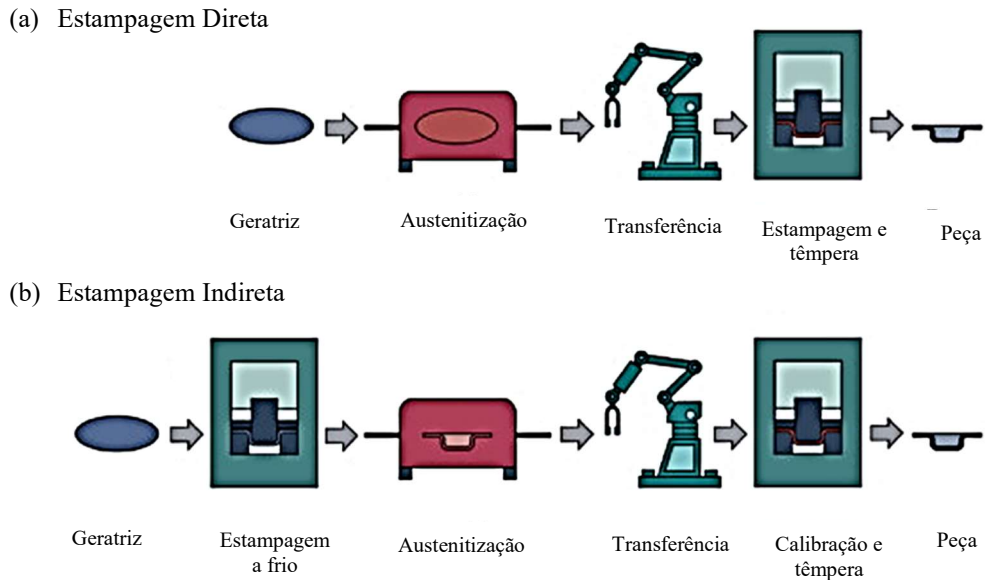


Figura 2.16 – Representação esquemática da estampagem a quente (a) direta e (b) indireta. Adaptada de KARBASIAN e TEKKAYA (2010).

O processo de estampagem a quente pode seguir a estratégia de aquecimento parcial da geratriz para obter o desenvolvimento de diferentes propriedades mecânicas ao longo da peça, denominada “*tailored blanks*”. Para isso, a geratriz é aquecida acima A_{c3} em regiões onde a transformação martensítica é solicitada, enquanto outras regiões são mantidas abaixo de A_{c3} para impedir a completa austenitização, o que resultará em menor resistência à tração e maior ductilidade nessas regiões, conforme mostra a Figura 2.17 (MERKLEIN et al., 2016).

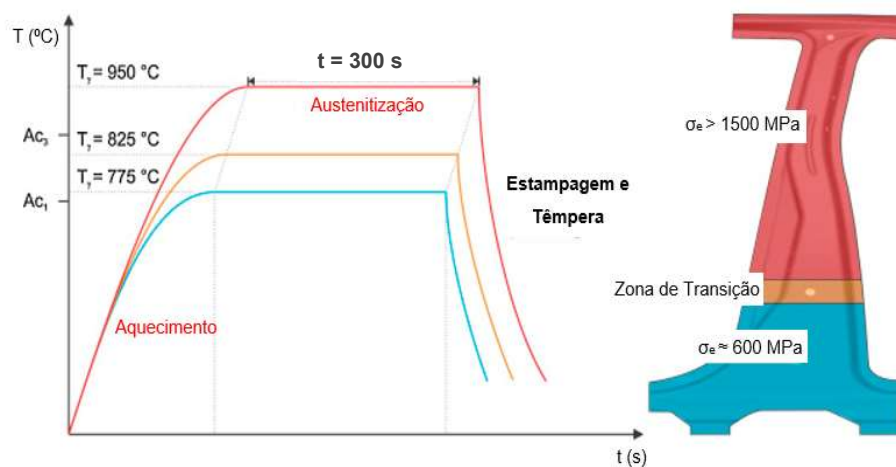


Figura 2.17 - Esquema do perfil temperatura *versus* tempo do processo de aquecimento parcial. Adaptada de MERKLEIN et al. (2016).

Outra estratégia para produzir componentes com propriedades mecânicas locais é a chamada resfriamento diferencial, ilustrada na Figura 2.18. As taxas de resfriamento acima de 27 °C/s levam à formação de uma estrutura martensítica, enquanto menores taxas de resfriamento produzem uma microestrutura mais dúctil com menor resistência, como bainita e ferrita-perlita (LENZE, et al., 2008).

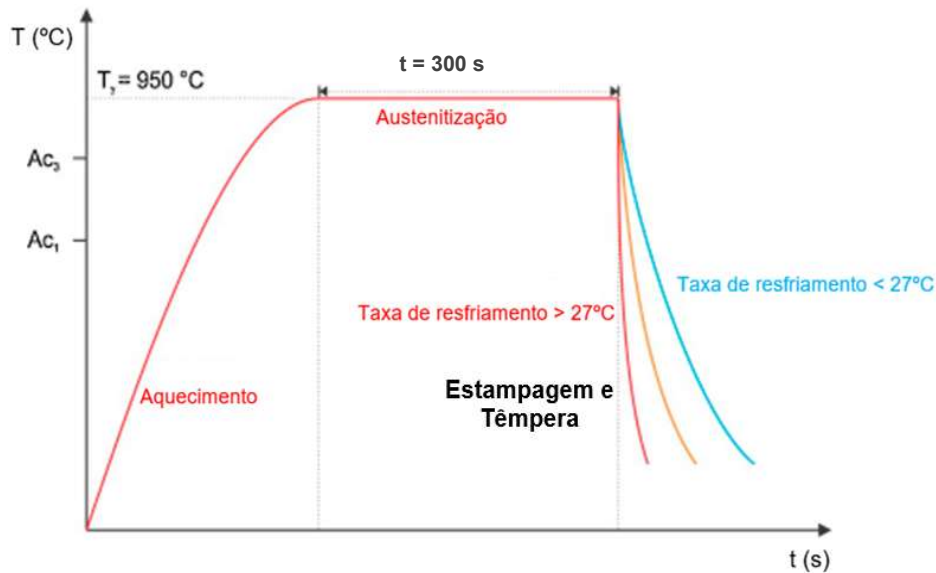


Figura 2.18 - Esquema do perfil temperatura *versus* tempo do processo de arrefecimento diferencial. Adaptada de MERKLEIN et al. (2016).

Ainda, como o comportamento de resfriamento de dois corpos de contato é influenciado principalmente pela sua diferença de temperatura, ferramentas aquecidas podem ser usadas para controlar a taxa de resfriamento, como mostra a Figura 2.19.

BANIK et al. (2011) investigaram a influência da temperatura da ferramenta nas propriedades mecânicas do aço 22MnB5 e concluíram que tanto a resistência como a ductilidade podem ser ajustadas numa ampla gama quando a temperatura da ferramenta varia entre 300 °C a 550 °C. GEORGE et al. (2012) investigaram a influência da temperatura da ferramenta utilizando uma ferramenta dividida em uma metade com aquecedores cartucho e na outra canais de resfriamento. A dureza mais baixa de 234 HV foi alcançada usando a temperatura máxima da ferramenta de 400 °C, enquanto na seção da ferramenta arrefecida a dureza foi de 488 HV.

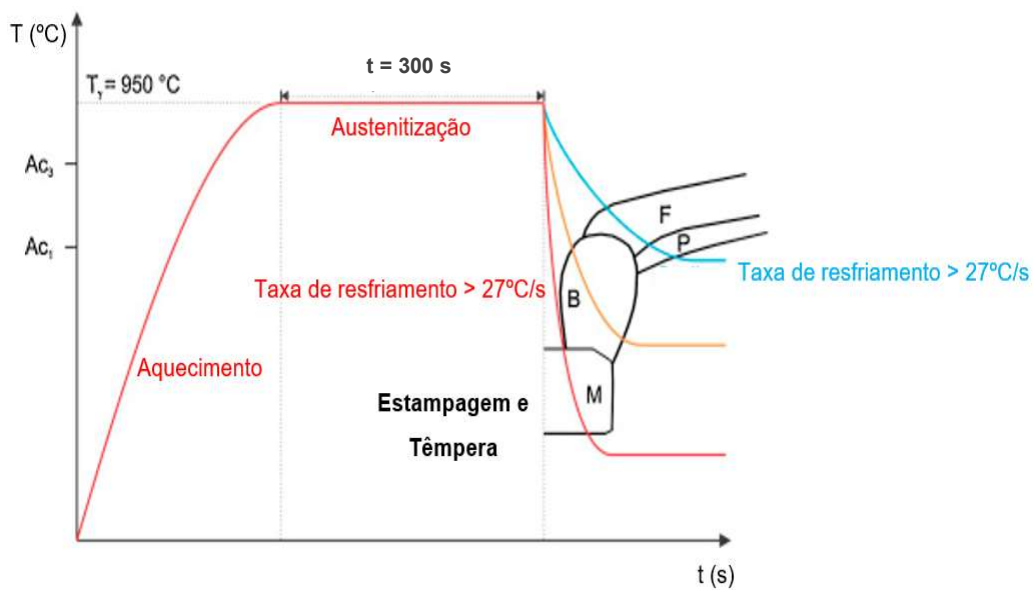


Figura 2.19 - Esquema do perfil temperatura *versus* tempo do método de aquecimento da ferramenta. Adaptada de MERKLEIN et al. (2016).

2.3.1 Características Metalúrgicas na Estampagem a Quente

Os aços baixo carbono ao boro, tais como, 22MnB5, 27MnCrB5, e 37MnB4, são os únicos capazes de formar uma microestrutura totalmente martensítica após a estampagem a quente, sendo o aço 22MnB5 o mais utilizado atualmente. A Tabela 2.3 lista a composição química e as propriedades mecânicas desses aços.

O aço 22MnB5 apresenta uma microestrutura inicial composta por ferrita (α) e cementita (θ ou Fe_3C), com uma resistência à tração de 450 a 600 MPa e um alongamento de 20%. Após o processo de estampagem a quente, a peça final, quando composta por uma microestrutura totalmente martensítica, atinge a resistência mecânica de 1300 a 1500 MPa. A comparação desse aço a outros de alta resistência é mostrada na Figura 2.21a.

O processo de estampagem a quente inicia-se pelo aquecimento da geratriz, ou seja, a microestrutura perlítica típica dos aços hipoeutetóides ($\%C < 0,7$) é austenitizada. Segundo THIBAUX et al. (2007), a formação de austenita (γ) é um processo controlado por difusão e é determinado principalmente pela microestrutura inicial do material. Considerando que a cinética de austenitização seja um processo controlado principalmente pela difusão do carbono ela pode ser analisada através do diagrama de fases Fe- Fe_3C , isso porque a difusividade do carbono no aço é cerca de 10^5 - 10^6 vezes maior do que as dos elementos de liga em solução

sólida substitucional, por exemplo Mn, como relatado no estudo de KHAIRA et al. (1993).

Tabela 2.3 - Composições químicas e propriedades mecânicas (KARBASIAN e TEKKAYA, 2010).

Aço	Al	B	C	Cr	Mn	N	Ni	Si	Ti
20MnB5	0,04	0,001	0,16	0,23	1,05	-	0,01	0,40	0,034
22MnB5	0,03	0,002	0,23	0,16	1,18	0,005	0,12	0,22	0,040
37MnB4	0,03	0,001	0,33	0,19	0,81	0,006	0,02	0,31	0,046

Aço	T inicial de formação da martensita em °C	Taxa de resfriamento crítica em °C/s	Tensão de escoamento σ_e (MPa)		Tensão máxima σ_r (MPa)	
			Inicial	Estampada a quente	Inicial	Estampada a quente
20MnB5	450	30	505	967	637	1354
22MnB5	410	27	457	1010	608	1478
37MnB4	350	14	580	1378	810	2040

A partir dos resultados da pesquisa de CABALLERO et al. (2010), a nucleação da austenita nos aços hipoeutetóides ocorre nas interfaces das lamelas de ferrita e cementita na perlita, bem como nas interseções ou interfaces de colônias de perlita. Os novos grãos de austenita crescem em colônias de perlita difundindo o carbono da ferrita eutetóide; ao mesmo tempo, a cementita se dissolve na austenita. A Figura 2.20 mostra, esquematicamente, a composição de fases do aço hipoeutetóide antes, durante e após completa austenitização.

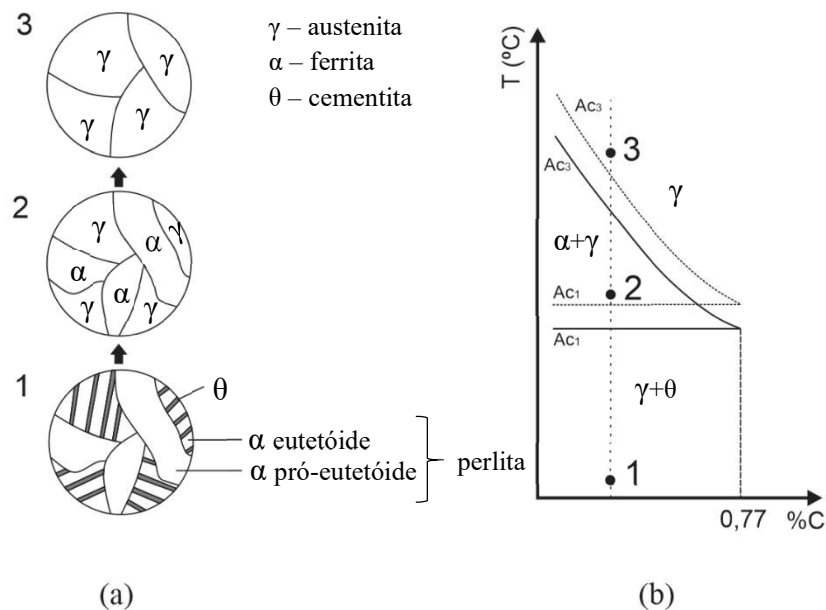


Figura 2.20 - A formação de austenita num aço hipoeutetóide (contendo menos de 0,76% em peso de C), ilustrado por (a) as representações esquemáticas da microestrutura e (b) a evolução num diagrama de fases de Fe-Fe₃C. Adaptada de LI, et al. (2016).

Em segundo lugar, a partir dos resultados da investigação de JACOT e RAPPAZ (1999), a reação prossegue para a ferrita pró-eutetóide restante. A transformação da ferrita pró-eutetóide para a austenita acontece pela difusão de átomos de carbono do interior dos grãos enriquecidos γ para as interfaces γ/α de modo que as interfaces γ/α se movem gradualmente para as regiões da α .

Este processo continua até que o teor médio de carbono na austenita se torne igual ao teor de carbono do aço. Esta transformação de fase é um processo termodinâmico e depende significativamente das condições térmicas como demonstrado no diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C, conforme ilustra a Figura 2.20.

Após a austenitização, segue-se uma etapa crítica à cinética de transformação de fase: a transferência da geratriz para as matrizes de estampagem. Se a temperatura da geratriz atingir uma temperatura inferior a 780 °C, pode ocorrer a formação de bainita ou ferrita o que reduz a resistência do componente após a estampagem.

No aço 22MnB5 quando austenitizado a resistência mecânica cai para menos de 200MPa e o alongamento aumenta para aproximadamente 45%. Com a têmpera o alongamento reduz para menos de 10%, já a resistência aumenta consideravelmente para valores próximos a 1500MPa, como já mencionado.

A partir do diagrama de resfriamento contínuo do aço 22MnB5, na Figura 2.21b, pode-se determinar que o início da transformação martensítica (M_s) entre 425 e 410°C e o final (M_f) entre 280 e 230 °C (NETO, 2015). Diversos autores sugerem que a velocidade de resfriamento deve ser superior a 27 °C/s para completa formação martensítica (MERKLEIN et al., 2016; KARBASIAN e TEKKAYA, 2010; NETO, 2015; LI et al., 2016). Ainda, é mostrado no digrama que peças resfriadas em velocidades de resfriamento superiores a 27°C/s, ou seja, com completa formação martensítica, apresentam durezas superiores a 470HV.

No contato entre a ferramenta e a geratriz aquecida, para ocorrer a transformação martensítica, a ferramenta precisa promover a extração rápida do calor em resfriamento contínuo, homogêneo e controlado até próximo a temperatura ambiente no sentido de garantir a cinética de transformação de fase. As propriedades mecânicas finais da peça dependem diretamente da cinética desta etapa, assim, o controle da taxa de resfriamento é primordial ao processo (KARBASIAN e TEKKAYA, 2010).

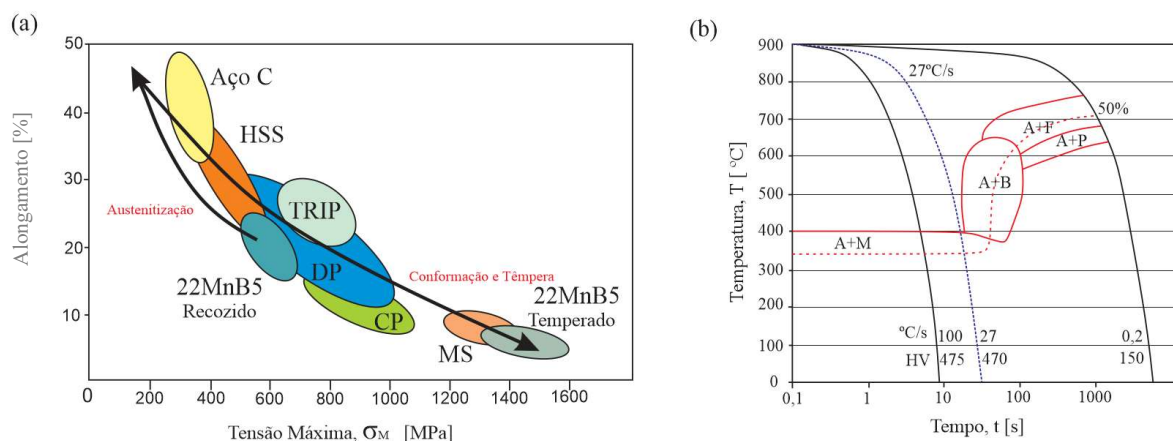


Figura 2.21 – (a) Propriedades mecânicas e (b) Diagrama de resfriamento contínuo (CCT) do aço 22MnB5. Onde A = austenita, B = bainita, F = ferrita, P = perlita e M = martensita. Adaptada de GARCIA ARANDA et al. (2002).

No resfriamento rápido da austenita a difusão é suprimida e os átomos de carbono não se dividem entre cementita e ferrita, sendo aprisionados nas posições octaédricas de uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), produzindo, então, a martensita (KWIETNIEWSKI e KISS, 2013). A solubilidade de carbono em uma estrutura CCC é enormemente excedida quando a martensita se forma e assume, então, uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), como mostra a Figura 2.22.

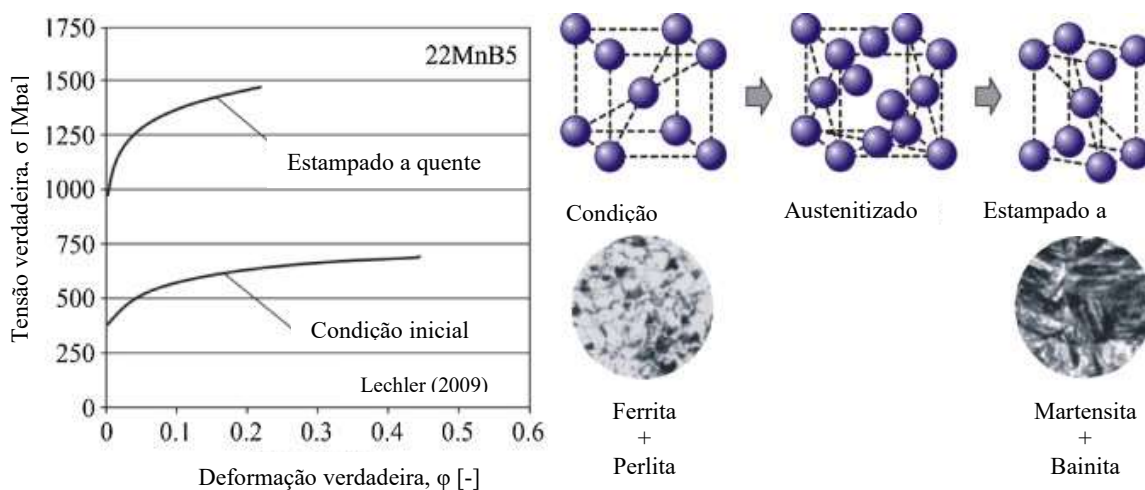


Figura 2.22 - Curvas de escoamento e microestrutura de 22MnB5 antes e após o processo de estampagem a quente. Adaptada de KARBASIAN e TEKKAYA (2010).

A martensita é formada por um mecanismo de cisalhamento, no qual vários átomos se movimentam cooperativamente e quase simultaneamente para efetuar a transformação. Este mecanismo é bem diferente do movimento átomo por átomo através de interfaces durante as

transformações difusionais, sendo a cinética da transformação martensítica atérmica, uma vez que a conversão da microestrutura austenítica em martensítica acontece continuamente com o decréscimo da temperatura durante resfriamento suficientemente rápido e contínuo.

Quando o resfriamento não for rápido suficiente uma nova estrutura é formada: a bainita. Assim como a perlita, é composta das fases ferrita e cementita, e dependente da divisão controlada por difusão dos átomos de carbono entre ferrita e cementita. Por outro lado, a estrutura da bainita difere-se da perlita pela forma não lamelar em que a ferrita e a cementita são arrançadas característica que depende da composição da liga e da temperatura de transformação (COSTA, 2014). Ainda, a transformação bainítica nunca se completa, sendo a estrutura final composta por bainita (predominantemente) com frações de austenita retida e, ainda, uma pequena fração de martensita (KWIETNIEWSKI e KISS, 2013).

Nos aços desenvolvidos para a estampagem a quente são adicionados elementos de liga que permitem aumentar a temperabilidade do aço, ou seja, a capacidade do aço formar martensita, sendo eles: o manganês (Mn), o cromo (Cr) e o boro (B).

O Mn apresenta o efeito de suprimir a transformação da austenita em ferrita através da redução da força motriz para a transformação, atrasando a cinética de transformação de fase. Além disso, também promove o aumento da dureza da martensita devido ao aumento do tempo de incubação para a transformação da bainita. O Cr tem um efeito notável em atrasar a transformação da ferrita e da perlita restringindo a transformação bainítica, deslocando-a rumo a menores temperaturas no diagrama CCT (NETO, 2015).

A adição do boro tem como principal objetivo inibir a formação de ferrita durante a etapa que de transferência da geratriz do forno de austenitização para a prensa. O início da transformação ferrítica acontece entre 900 e 600 °C para os aços hipoeutetóides, temperatura que depende da composição química do aço. A nucleação da ferrita é localizada no contorno de grão da austenita e o crescimento ocorre no interior do grão austenítico através do movimento de fronteira. Nos aços com elevado teor de boro (0,002 a 0,005%), o boro segrega no contorno de grão da austenita. A segregação do boro retarda a nucleação da ferrita e mantém o aço austenítico durante a transferência da geratriz do forno de austenitização até a prensa (SOUZA, 2013)

Na Figura 2.23a, é possível observar ferrita formada a partir do contorno de grão austenítico prévio quando o tempo de transferência do forno de austenitização é longo (>10s). Entretanto, a ferrita formada em elevadas temperaturas durante a fase de transferência da geratriz não deve ser confundida com a ferrita acicular observada quando a taxa de resfriamento

não é suficientemente elevada para transformar toda a austenita em martensita. Nesse caso, é possível observar a formação de bainita superior como mostra a Figura 2.23b.

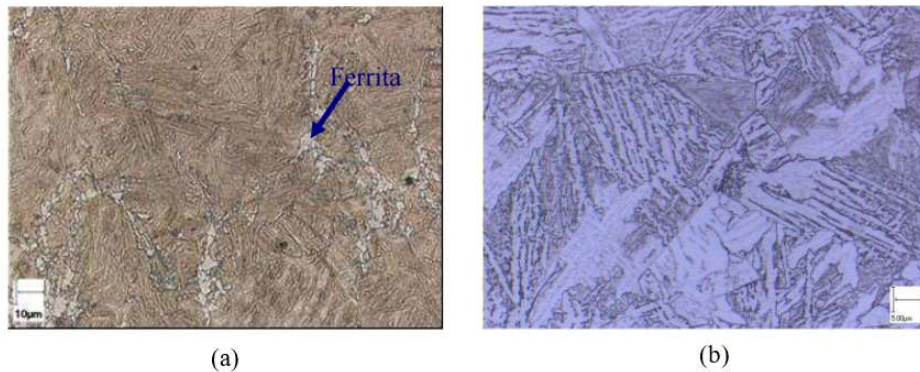


Figura 2.23 - Influência do tempo de transferência na microestrutura final: (a) ferrita formada pelo longo período de transferência entre forno e prensa; (b) bainita formada quando a taxa de resfriamento não é suficientemente elevada para transformar toda austenita em martensita (SOUZA, 2013).

O exame óptico, utilizando o método comparativo, não distingui com precisão a martensita e a bainita, devendo-se utilizar técnicas mais complexas, como a microscopia eletrônica. No sentido facilitar a análise, NADERI et al. (2008) utilizaram a técnica de correlacionamento de dureza, assumindo que estruturas totalmente martensíticas tem uma dureza acima de 440 HV, estruturas bainíticas tem dureza entre 380 e 440 HV e a ferríticas abaixo de 240 HV. A Figura 2.24 mostra as diferentes taxas de resfriamento utilizadas no estudo e a dureza final obtida.

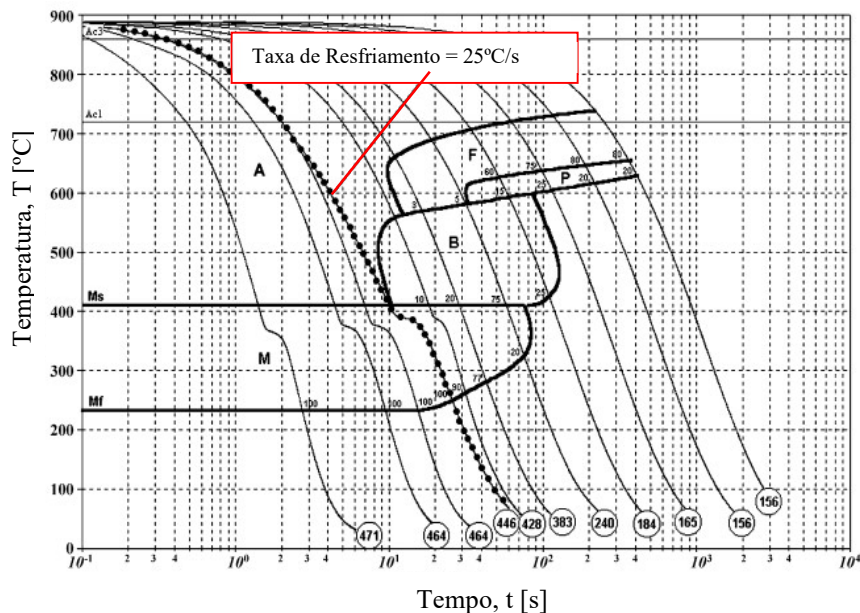


Figura 2.24 – Diagrama CCT do aço 22MnB5 demonstrando durezas obtidas através de diferentes taxas de resfriamento. Em destaque, curva de resfriamento de peça austenitizada a 900°C por 5 min. Adaptada de NADERI et al. (2008).

Quanto a estampabilidade do aço 22MnB5, os estudos de PELLEGRINI et al. (2009) demonstraram que a melhora na estampabilidade do material é induzida termicamente pelos sistemas de deslizamento da austenita quando comparado com a microestrutura inicial de ferrita-perlita e são a causa da evolução das propriedades mecânicas durante a estampagem a quente. No entanto, conforme mostra a Figura 5.25, há dispersão nos resultados dos autores citados, sendo que as principais razões para isso são os diferentes procedimentos operacionais e análises em temperaturas elevadas. O método de aquecimento utilizado por LECHER (2009) apud KARBASIAN e TEKKAYA (2010), assegurou uma distribuição uniforme da temperatura na geratriz durante a fase de aquecimento no forno, mas a transferência manual para a prensa comprometeu o controle da temperatura.

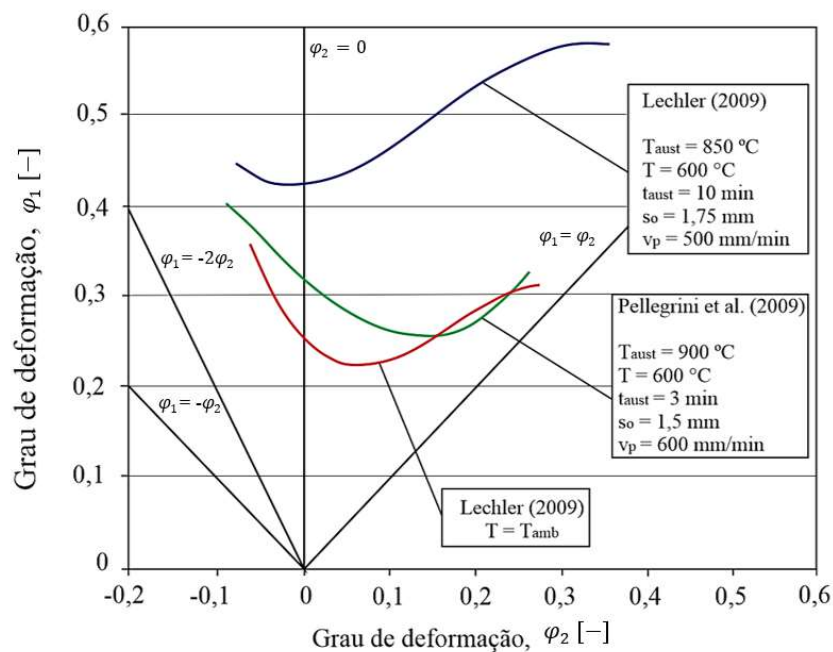


Figura 2.25 - Curva limite de conformação para o aço 22MnB5 (KARBASIAN e TEKKAYA, 2010).

O aquecimento por indução de PELLEGRINI et al. (2009) levou a uma distribuição menos uniforme da temperatura, mas a um melhor controle da taxa de resfriamento, tendo as mesmas características do ensaio realizado por BARIANI et al. (2008) que conclui que em comparação, é evidente que as temperaturas mais altas durante a conformação influenciam diretamente os limites de conformação.

A Figura 2.26 mostra as curvas de escoamento a quente para as temperaturas de conformação de 650 °C e 800 °C obtidas experimentalmente por KARBASIAN e TEKKAYA (2010) e comparadas aos resultantes de modelos matemáticos desenvolvidos por diferentes autores. Nelas, é possível observar como a variação de temperatura influencia diretamente a

tensão de escoamento do material, bem como, com os resultados dos métodos matemáticos e experimentais convergem para temperatura de 650°C, no entanto, há divergências em alguns modelos para a temperatura de 800°C, tornando o aumento de temperatura o fator de divergência entre os modelos.

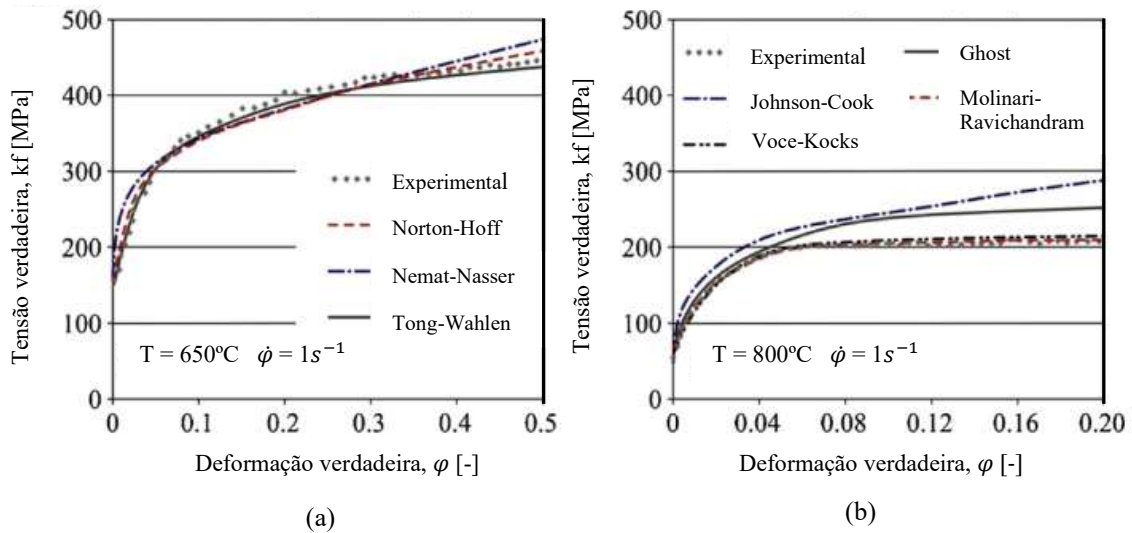


Figura 2.26 - Curvas de escoamento obtidas experimentalmente e por diferentes modelos matemáticos para o aço boro 22MnB5 (KARBASIAN e TEKKAYA, 2010).

Ainda, curvas de escoamento podem ser representadas pelo modelo matemático de Hensel-Spittel, Equação 2.7. O modelo de Hensel-Spittel é a forma mais utilizada para inserção das curvas de escoamento dos materiais em bancos de dados de softwares de simulação numérica. Os coeficientes da equação utilizados para o material são mostrados na Equação 2.27 e os coeficientes são listados na Tabela 2.4.

$$k_f = A \cdot e^{m_1 \cdot T} \cdot \phi^{m_2} \cdot \dot{\phi}^{m_3} \cdot e^{\frac{m_4}{\phi}} \cdot (1 + \phi)^{m_5 \cdot T} \cdot e^{m_7 \cdot \phi} \cdot \dot{\phi}^{m_8 \cdot T} \cdot T^{m_9} \quad \text{Equação 2.7}$$

Tabela 2.4 – Coeficientes da Equação de Hensel-Spittel (BATALHA, 2015).

A	m_1	m_2	m_3	m_4	m_5	m_7	m_8	m_9
2033,1672	-0,0022	0,2493	-0,1068	0,0017	-0,0004	-0,0303	0,0003	0,0414

Onde A, m_1 , m_2 , m_3 , m_4 , m_5 , m_7 , m_8 e m_9 são constantes do material obtidas experimentalmente. Esse modelo tem coeficientes adicionais para um maior grau de liberdade no ajuste da curva, gerando curvas mais próximas as experimentais. Os coeficientes são obtidos

por regressão de dados experimentais, geralmente obtidos por ensaios de tração ou torção a quente.

Outras propriedades do material 22MnB5 são: o coeficiente de expansão térmica igual a $1,3 \cdot 10^{-5} \text{K}^{-1}$ e emissividade igual a 0,8, que correspondem a condição de aço parcialmente oxidado entre média e alta temperatura, e o coeficiente de convecção de $12 \text{W/m}^2\text{K}$. A densidade é igual a 7885Kg/m^3 (BATALHA, 2015).

2.3.2 Considerações sobre o retorno elástico

Quando uma chapa metálica sofre uma deformação plástica logo após a retirada da carga aplicada pela ferramenta ocorre um desvio geométrico ocasionado pelo fenômeno denominado retorno elástico. Esse fenômeno é originado pela recuperação das deformações elásticas e afeta a precisão da peça se não for controlado corretamente, sendo um dos principais fatores que influenciam na manutenção da precisão dimensional de uma peça estampada (SCHAEFFER, 2014).

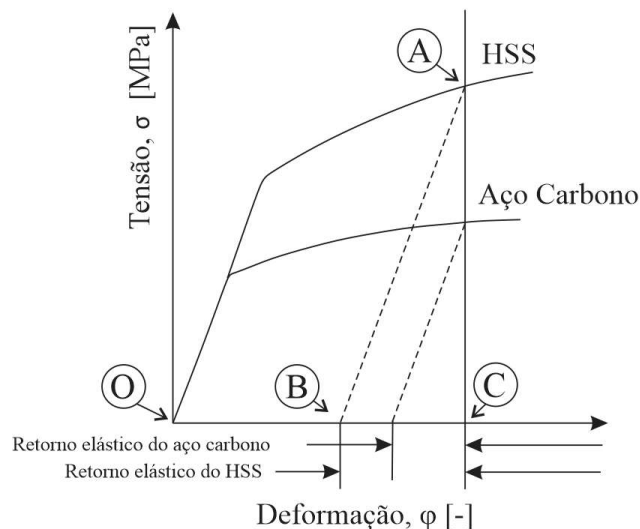


Figura 2.27 – Representação do retorno elástico no diagrama Tensão versus Deformação dos aços HSS (*High Strength Steel*) e aço carbono (WORLDAUTOSTEEL, 2018).

Na Figura 2.27, no ponto “A” ocorre o fim do carregamento e ao longo do caminho “AB” todas as forças externas são removidas. O segmento “OB” representa a deformação permanente (deformação plástica) sofrida pelo material e o segmento “BC” representa a região onde a deformação causa a recuperação da geometria (retorno elástico) (WORLDAUTOSTEEL, 2018).

O método de conformação a quente é uma forma eficaz para melhorar a conformabilidade dos aços de alta resistência e para reduzir a resistência a deformação, bem como, diminuir o retorno elástico (GORNI, 2010).

BAO et al. (2013) estudaram o retorno elástico angular em um aço UHSS (*Ultra-High-Strength*) ligado ao boro para uma estampagem a quente em formato de U (geometria plana). A temperatura de austenitização foi de 900 °C por 180 segundos, a taxa de resfriamento de 40 °C/s e a espessura da chapa de 2 mm. Com a variação do raio da matriz, verificou que o aumento do valor do raio da matriz aumenta o retorno elástico. Devido a parte interna da chapa estar em contato com a matriz e a parte externa estar em contato com o ar, a taxa de resfriamento na região interna é maior que na região externa, por este motivo, a chapa estampada sofre um encolhimento, ocorrendo um retorno elástico negativo.

KANNO (2016) estudou o retorno elástico na estampagem a quente, sem refrigeração do ferramental, de tiras aquecidas a 900 °C e velocidade da ferramenta de 19,5mm e encontrou resultados positivos médios de 5° para chapas de 22MnB5 revestidas com Al-Si de 1 mm de espessura. O autor, ainda, cita a divergência desses resultados quando comparados a ensaios realizados em temperaturas mais altas de estampagem, onde o ângulo obtido no retorno elástico é próximo a zero ou negativo, tais como, os resultados apresentados por YAGIMOTO e OYAMADA (2005).

2.4 Interface peça-ferramenta: Conceitos referentes ao atrito na conformação mecânica

O movimento relativo entre a peça e as ferramentas nos processos de conformação origina o atrito. Esse é um dos principais fatores de influência no processo, uma vez que atua de forma direta na deformação plástica da peça produzida. As razões para a grande relevância do atrito nos processos de conformação foram enumeradas por (VALBERG, 2010) e (SERIACOPI, 2013):

- O atrito influencia diretamente a definição das cargas para conformação, assim como, nas tensões transferidas para as matrizes (ferramentas), ou seja, traz consequências tanto na vida da ferramenta quanto no escoamento do material, sendo o seu efeito reduzido por meio da utilização de lubrificantes;
- Existe uma dependência da integridade e do acabamento superficial da peça na formação do filme lubrificante adequado; caso o filme seja rompido a peça e as ferramentas sofrem danos superficiais.

- A atuação do atrito na relação entre o lubrificante e os componentes da máquina, nas considerações de custo e na conservação de energia.

Ressalta-se que tanto o atrito quanto o desgaste não são propriedades intrínsecas dos materiais e, sim, da interação dos componentes do sistema tribológico (RADI et al., 2007).

2.4.1 Coeficiente de atrito

Conforme a teoria de Amontou-Coulomb, relativa à mecânica de contato entre corpos sólidos, o coeficiente de atrito, μ , é definido como o quociente entre a força tangencial, F , necessária para realizar o movimento relativo entre as superfícies e a força normal aplicada, P , conforme Equação 2.8:

$$\mu = \frac{F}{P} = \frac{\tau}{\sigma_N} \quad \text{Equação 2.8}$$

Onde, τ é a tensão de cisalhamento e σ_N é a tensão normal de contato entre as superfícies.

Nesta teoria, o aspecto mais importante prende-se ao fato do coeficiente de atrito ser independente das áreas reais e aparentes de contato, sendo unicamente proporcional as forças aplicadas e, conseqüentemente, às tensões desenvolvidas entre as superfícies (BRITO, 2006).

2.4.2 Fator Interfacial de atrito

A teoria de adesão determina que a tensão de cisalhamento máxima na interface de contato entre o material e a ferramenta é a tensão limite de elasticidade do material em cisalhamento puro. Entretanto, sabe-se que nos processos de conformação mecânica a tensão de contato entre o material e a ferramenta pode superar em muito este valor (RODRIGUES e MARTINS, 2010). Assim, verifica-se pela Equação 2.9 que uma vez atingida a tensão de escoamento em cisalhamento do material, um aumento no valor da tensão normal implica na diminuição do atrito. Nesse caso, em que altas tensões de contato estão envolvidas, o atrito deve ser contabilizado por:

$$m = \frac{\tau}{k} \quad \text{Equação 2.9}$$

Onde m é o fator de atrito, τ é a tensão de cisalhamento na interface material/ferramenta e k é a tensão limite de elasticidade em cisalhamento puro.

Essa forma alternativa de contabilizar o atrito determina que a tensão de cisalhamento devido ao atrito é independente da tensão de contato entre as superfícies e é conhecida como lei de Prandtl. Os valores limites para o fator de atrito, m , são: $m=0$, quando não existe atrito e $m=1$, para condições de aderência. Sempre que as tensões de contato sejam muito elevadas, onde o coeficiente de atrito, μ , deixa de ser significativo, a lei de Prandtl deve ser aplicada. No entanto, sua utilização em situações com tensões de contato reduzidas pode levar a estimativas exageradas do valor da tensão de cisalhamento devido ao atrito, e do próprio atrito (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

2.4.3 Lubrificação

O uso de lubrificantes entre as superfícies metálicas em um processo de conformação mecânica permite a redução do atrito e do desgaste, podem distinguir-se quatro tipos de lubrificação: (i) hidrodinâmica, (ii) de fronteira, (iii) sólida e (iv) o atrito seco (ausência de lubrificantes).

Na lubrificação hidrodinâmica o contato direto entre as superfícies é totalmente eliminado. A carga normal aplicada no contato entre as superfícies é suportada pela película lubrificante, sendo o coeficiente de atrito muito reduzido ($\mu = 0,001-0,02$) e determinado pela viscosidade do lubrificante (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

A medida que a pressão normal, σ_N , aplicada entre as superfícies aumenta ou a rugosidade, R_a , é maior, ou a velocidade relativa, v_r , e/ou viscosidade, η , do fluido lubrificante diminuem, reduz-se a espessura da camada lubrificante (3 a 5 vezes o valor da rugosidade), podendo passar a existir contatos ocasionais entre as asperezas microscópicas da superfície, resultando no aumento do coeficiente de atrito e do desgaste. A Figura 2.28 mostra a curva de Stribeck, onde é possível observar a evolução do coeficiente de atrito quando há transição entre regimes de lubrificação (WOYDT e WÄSCHE, 2010)

A lubrificação de fronteira caracteriza-se pelo lubrificante não ser capaz de assegurar uma película contínua ao longo da interface de contato entre as duas superfícies. Dependendo da espessura e da resistência relativa da película de lubrificante, na prática, o coeficiente de atrito pode variar entre $0,1 < \mu < 0,4$. Lubrificantes de extrema pressão foram

desenvolvidos para superar os problemas de falta de eficiência dos lubrificantes orgânicos, característicos de lubrificação, com regimes de elevada pressão e temperaturas (FERRARINI, 2014).

O mecanismo de lubrificação através de película sólida caracteriza-se pela completa separação das superfícies através de uma película sólida com baixa resistência mecânica aos esforços de cisalhamento decorrente do movimento relativo entre as superfícies (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

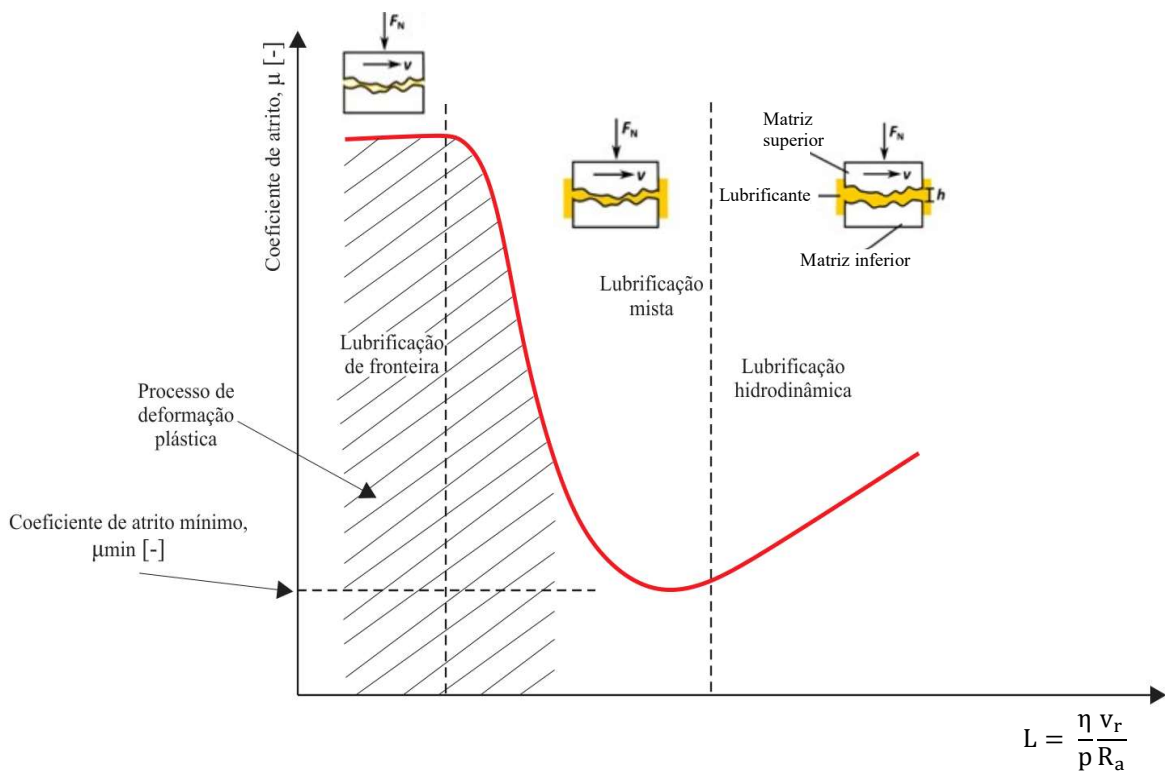


Figura 2.28 - Curva de Stribeck demonstrando a transição entre os regimes de lubrificação hidrodinâmica e de fronteira. A generalidade dos processos de conformação mecânica possui regimes de lubrificação situados no interior da região assinalada e tracejada. Adaptada de RODRIGUES e MARTINS (2010).

A rugosidade superficial é de extrema importância para a eficiência de um regime de lubrificação, devido a criação de reservatórios de lubrificantes entre picos e vales superficiais (FERRARINI, 2014). É desejável que a peça e não a ferramenta seja a superfície mais rugosa, pois caso contrário as peças podem ser danificadas pela superfície de maior dureza e rugosidade da ferramenta.

Em termos de quantificação, a rugosidade média (R_a) é o mais antigo conceito de rugosidade ainda em uso. Sua definição pode ser expressa como o desvio médio de um perfil

de sua linha média ou a distância média de um perfil desde sua linha média, sobre um comprimento medido. Este parâmetro de rugosidade tem a desvantagem de não esclarecer ou caracterizar a variabilidade dos diferentes valores locais da rugosidade sobre o perfil analisado.

De acordo com a norma ISO 4287, Rz é a distância média entre os 5 picos mais altos e os 5 vales mais profundos, dentro de um comprimento medido. Em comparação a Ra, Rz pode ser considerado mais sensível a mudanças no acabamento superficial porquê somente alturas máximas de perfis, e não suas médias, são comparadas e analisadas (FACCIO, 2002).

A interdependência entre a rugosidade superficial e o coeficiente de atrito, μ , foi amplamente estudada para diversos processos de conformação mecânica com diferentes materiais de peças e ferramentas. Nas áreas de estampagem a frio e a quente, podem ser citadas as pesquisas de FERRARINI (2014), MULVIHILL e SUTCLIFFE (2017), GATES e FATEMI (2016), KARBASIAN e TEKKAYA (2010) e KONDRATIUK e KUHN (2011).

Na estampagem a quente, destaca-se o estudo de MERKLEIN e WIELAND (2014), que analisaram a influência do tempo de austenitização sobre o coeficiente de atrito e no desgaste de chapas de 22MnB5. Como mostra a Figura 2.28, o coeficiente de atrito, μ , diminui ligeiramente no intervalo de 120 a 360 s para as temperaturas de austenitização mais elevadas em contraste com um ligeiro aumento em menores temperaturas. Sendo que para ambas as temperaturas de austenitização um aumento do coeficiente de atrito é obtido para tempo de austenitização de 480 s.

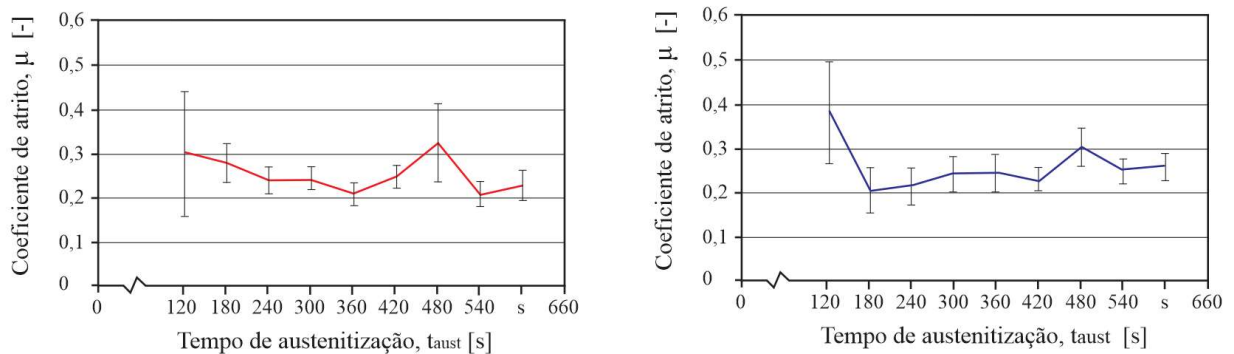


Figura 2.29 - Coeficiente de atrito, μ , em função do tempo de austenitização e da temperatura: (a) $T_{\text{austenitização}} = 930\text{ °C}$, $T_{\text{ferramenta}} = 150\text{ °C}$ e $T_{\text{geratriz}} = 700\text{ °C}$; (b) $T_{\text{austenitização}} = 880\text{ °C}$, $T_{\text{ferramenta}} = 150\text{ °C}$ e $T_{\text{geratriz}} = 700\text{ °C}$. Adaptado de MERKLEIN e WIELAND (2014).

3 RESULTADOS PRELIMINARES DO PROJETO BRAGECRIM

A metodologia dessa pesquisa segue as diretrizes do projeto de cooperação internacional Brasil-Alemanha intitulada “*Evaluation of Sheet Metal Covers to Improve Tool Life in Forging*” pertencente ao projeto BRAGECRIM (Iniciativa Brasil-Alemanha para Pesquisa Colaborativa em Tecnologia de Manufatura), realizado em parceria entre o Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul e o Instituto de Conformação Mecânica (IBF) da Universidade Técnica de Aachen (RWTH), Alemanha. Assim, resultados preliminares dos estudos pertencentes ao projeto, bem como, as metodologias seguidas anteriormente norteiam esta pesquisa.

Como reportado, o principal objetivo é o desenvolvimento de máscaras metálicas intercambiáveis, produzidas a partir de chapas de aço, para o revestimento de matrizes de forjamento a quente auxiliando na preservação da integridade superficial e no aumento a vida útil.

A chapa utilizada para produção dessas máscaras tem de ser, por um lado, fina e moldável para poder ser conformada e ajustar-se à superfície da cavidade da matriz. Por outro lado, ela tem que ser suficientemente resistente para suportar as solicitações a que a matriz é exposta durante o forjamento. Com a utilização desse tipo de mecanismo, os custos de retrabalho, substituição e de tratamento superficial de matrizes, podem ser reduzidos e uma economia significativa pode ser feita no custo final de produção. De acordo com esse conceito, a máscara protetora é completamente substituída quando apresentar desgaste após um certo número de ciclos de forjamento, a Figura 3.1 mostra esquematicamente este conceito.

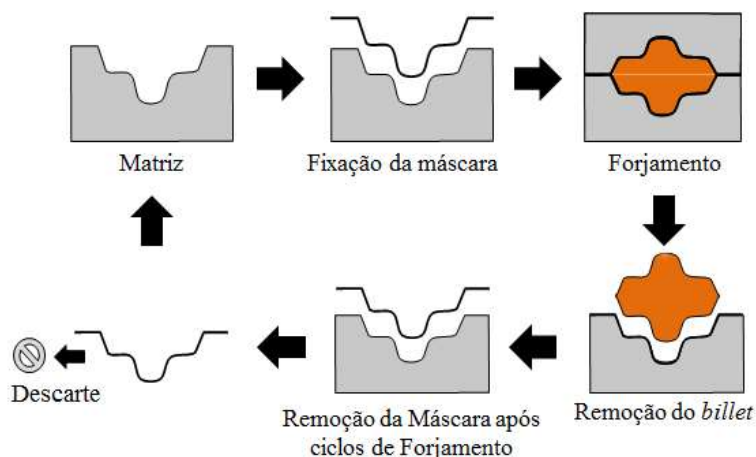


Figura 3.1 - Conceito básico do forjamento utilizando matriz com máscara metálica (SCHAEFFER-BRAGECRIM, 2014).

O projeto acima citado é dividido nas fases listadas na Figura 3.2 e compreende: (i) seleção do material mais adequado para a máscara, (ii) conformação de uma máscara de geometria simples, (iii) análise do comportamento do conjunto, (iv) análise numérica computacional por elementos finitos, e (v) análise da utilização da máscara em um processo industrial.

Os resultados obtidos através das análises experimentais serão utilizados para a validação da modelagem numérica computacional e análise do conjunto máscara/matriz no forjamento de uma peça de geometria de média complexidade e análise do potencial das máscaras para testes em um processo industrial.

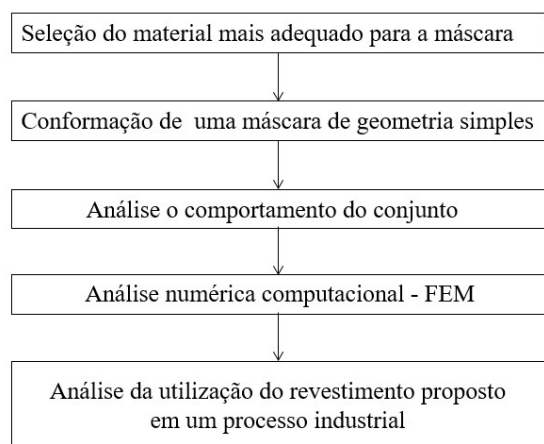


Figura 3.2 – Fluxograma das etapas do projeto BRAGECRIM (BRAGECRIM, 2014).

O projeto prevê potencial para confecção das máscaras metálicas, denominadas no projeto como “*die mask*”, nos aços: (i) aço carbono (DC04), (ii) dupla fase (DP600), (iii) um aço para estampagem a quente (22MnB5).

Estudos preliminares obtiveram resultados promissores na utilização das máscaras metálicas como técnica de proteção. SEGEBADE (2014) analisou a aplicação de três materiais, sendo esses: DC04, HC308LA e HCT690T. As chapas, em tiras, foram conformadas por dobramento e inseridas na cavidade de matrizes com de 35,70 mm de profundidade e ângulos de parede de 6° e 15°. O estudo verificou que as máscaras proporcionaram uma redução da amplitude de temperatura em torno de 90°C, aumentando a vida útil da ferramenta em 200%. Entretanto, foi verificado o movimento relativo da máscara sobre a matriz, ocasionando dobras na máscara, impossibilitava a extração da peça forjada.

ROSENSTOCK et al. (2015) analisaram, numérica e experimentalmente, a aplicação de máscaras metálicas de tiras do aço DC 04 com 1 mm de espessura, conformadas por estampagem incremental a frio. As máscaras foram aplicadas em matrizes com duas

cavidades de diferentes ângulos de parede (6° e 15°). Seus resultados mostraram um decréscimo na temperatura superficial da matriz entre 100° e 200°C, que representou uma redução de 37,5% na amplitude do carregamento térmico e um aumento de 2,5 vezes a vida útil das matrizes protegidas quando comparadas a matrizes sem utilização das máscaras.

BÖHNKE (2015) estudou, via simulação numérica, a influência do atrito nas matrizes protegidas por máscaras metálicas (em tiras), os aço DC04, 22MnB5 e HS 6-5-2 foram testados. Os coeficientes de atrito (μ) testados entre as máscaras e as matrizes foram 0,1, 0,3 e 0,5; já entre as máscaras e a peças os valores de 0,1 e 0,3. As máscaras 22MnB5 com 1,5 mm de espessura, fabricadas por estampagem incremental, apresentaram resultados, considerados satisfatórios pelo autor, de 0,3 e 0,1 entre as máscaras e as ferramentas, e 0,3 e 0,5 entre as máscaras e a peças. No entanto, os resultados experimentais mostraram que a rugosidade da matriz influenciou diretamente o processo, sendo que a relação encontrada foi inversamente proporcional, ou seja, maiores rugosidades resultam em menor coeficiente de atrito na interface. Ainda, dentre os materiais estudados, o autor considera que o único com potencial para aplicação industrial como máscara metálica é o 22MnB5.

Os estudos de WOLFGARTEN et al. (2015) buscaram encontrar geometrias onde os efeitos indesejados de enrugamento/dobramento e escorregamento da chapa (em tira) sobre a matriz fossem evitados. Assim, uma análise por simulação numérica do estado de tensão dentro da cavidade das matrizes mostrou que, principalmente, a profundidade e os ângulos de saída são os parâmetros de maior influência. A variação do ângulo de saída da matriz mostrou que um ângulo maior previne a formação de rugas no fundo da cavidade, enquanto uma menor profundidade da matriz reduz as tensões de tração e evita o escorregamento e o enrugamento da máscara. Ainda, a análise do desgaste abrasivo mostra uma redução significativa do desgaste da matriz quando as máscaras são utilizadas.

YU et al. (2016) investigaram, por simulação numérica, as condições necessárias para evitar o enrugamento e redução de espessura da máscara durante o processo de forjamento. Três geometrias, ambas para acoplamento da máscara no formato de tiras, foram analisadas com profundidades e ângulos de parede diferentes; três aços foram testados: DC04, HS6-5-2 e 22MnB5. Os resultados mostram que, quanto menor a profundidade da matriz e maior o ângulo, menores são as tensões de tração na máscara durante o processo de forjamento, o que reduz o aparecimento de dobras e variações na espessura da máscara. Dentre os materiais analisados, as chapas de 22MnB5 apresentaram resultados promissores, resistindo a 7 ciclos de forjamento.

SEELIGER (2016), a partir da simulação numérica 2D, analisou a ocorrência de deformações excessivas e dobras nas máscaras na tentativa de utilizá-las sobre matriz de geometria de média complexidade (bloco de engrenagem). O uso de diferentes espessuras de máscaras, bem como, de três diferentes materiais (DC04, HS6-5-2 e 22MnB5), foi investigado e comparado. Os resultados mostraram que os aços de maior resistência e maior espessura (2mm) oferecem melhor desempenho. Ainda, que é possível atingir ganhos de 1,75 a 2,5 vezes para a vida em fadiga e de 2,5 a 4,48 vezes para o desgaste abrasivo quando opta-se pelo uso de máscaras de proteção. Na avaliação da viabilidade econômica do processo, resultados apontaram que cada máscara deve suportar no mínimo 100 ciclos de forjamento para tornarem-se viáveis.

O comportamento térmico do ferramental com e sem a inserção das máscaras metálicas foi estudado por ZOTTIS et al. (2017), numérica e experimentalmente, utilizando matrizes e máscaras planas. Os resultados obtidos foram comparados em relação à força, temperatura e tempo de processo e mostraram-se equivalentes. Os resultados numéricos mostraram que a inserção de uma máscara metálica de aço 22MnB5 revestido e com 1,5 mm de espessura sobre a matriz resultou na redução de 106°C na superfície da matriz, representando cerca de 20% da temperatura sem a máscara. Experimentalmente, a redução foi de aproximadamente 15% na temperatura próximo a superfície da matriz.

O trabalho experimental de AZEVEDO et al. (2018), mostra que chapas planas de 22MnB5, não tratadas termicamente, ou seja, com microestrutura perlítica, suportaram ciclos contínuos de 200 forjamentos sem apresentarem desgaste significativo devido à baixa variação no perfil de rugosidade obtido através do ensaio de perfilometria. Os primeiros 50 forjamentos apresentam picos com valores aproximados de 5,7 μm e vales com valores perto de 2 μm . Os 100 forjamentos seguintes mostram um perfil de rugosidade com valores de Ra elevados centro da máscara protetora, e depois o perfil de rugosidade tende a estabilizar em valores próximos de 4 μm . Para 200 forjamentos o perfil de rugosidade não possui muitos picos e tende a ficar em uma faixa entre 2,5 μm e 5,5 μm .

O estudo de YU et al. (2019) obteve resultados satisfatórios no uso de máscaras metálicas de 22MnB5 de 1mm de espessura, fabricadas por estampagem incremental, e inseridas sobre a superfície de uma matriz de forjamento com geometria de média complexidade (cruzeta) para 40 ciclos de forjamento. Com base nos resultados experimentais, um modelo de simulação numérica foi construído e validado em relação à evolução da temperatura e forças de forjamento. O modelo numérico indica uma redução significativa nos

esforços mecânicos sobre as matrizes quando a máscara é utilizada. No processo, com o aquecimento da geratriz a 1200 °C e da matriz a 200 °C, ocorre a variação de 339°C no modelo numérico e para 328 °C no experimental no primeiro ciclo de forjamento.

ROSIAK et al. (2019) realizou o levantamento experimental das curvas de escoamento a quente do aço 22MnB5, para inserção nos softwares de simulação numérica, através do método de compressão de discos empilhados, e comparou as curvas obtidas com as encontradas na literatura. Os discos foram usinados a partir de chapas de 1,3 mm, sendo 16 discos utilizados em cada ensaio. As temperaturas utilizadas (650°, 750° e 850°C) correspondem a temperatura de trabalho utilizada industrialmente para a estampagem do aço 22MnB5. É notável a queda da tensão de escoamento com o aumento da temperatura.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta pesquisa, geratrizes de 110 mm de diâmetro e 1,3 mm de espessura do aço boro 22MnB5 foram utilizadas para a fabricação de máscaras metálicas. Dois métodos de obtenção das máscaras são estudados: 1) As geratrizes são aquecidas nas condições pré-determinadas na literatura para estampagem a quente e resfriadas entre matrizes planas (tratadas termicamente); 2) As geratrizes são estampadas a quente, sem o uso de matrizes refrigeradas, na forma de um copo cilíndrico.

As máscaras são encaixadas sobre matrizes de forjamento fabricadas em aço ferramenta H13. Dois processos de forjamento foram realizados. Forjamento em matriz aberta utilizando matrizes planas e forjamento em matriz fechada, ambos com sistema de aquecimento acoplado nas matrizes inferiores, onde as máscaras foram fixadas.

Cada processo de forjamento foi realizado em ciclos de 25, 50, 75 e 100, totalizando 250 forjamentos para cada geometria de máscara estudada. Ao final de cada ciclo a chapa foi substituída. Ao total, 500 forjamentos experimentais válidos foram realizados.

Buscando favorecer a compreensão dos quatro diferentes processos de fabricação realizados, eles foram divididos e sequenciados em:

- Tratamento térmico para obtenção da máscara plana;
- Forjamento em matriz aberta;
- Estampagem a quente para obtenção da máscara axial;
- Forjamento em matriz fechada.

O aço boro 22MnB5 foi fornecido pela empresa Usiminas na condição laminado e não revestido, em chapas de 450x450 mm e 1,3 mm de espessura. A caracterização inicial do material foi realizada a partir de análise química utilizando um espectrômetro Q2ION, marca BRUKER, disponível no Laboratório de Fundição (LAFUN - UFRGS).

Ensaio de tração a frio foram realizados utilizando corpos de prova de 200x20 mm (ASTM E 8M) em uma máquina universal de ensaios EMIC com capacidade de 600 kN, 3 ensaios foram realizados para cada condição.

Técnicas convencionais de metalografia na seção transversal da peça foram utilizadas para a captação de imagens da microestrutura inicial do material.

As geratrizes cilíndricas foram obtidas por cisalhamento em matrizes acopladas a uma prensa hidráulica da marca EKA, modelo PKL40, com capacidade de 400 kN. O diâmetro

das geratrizes foi determinado de acordo com as matrizes de cisalhamento já existentes, sendo 110 mm o diâmetro máximo de corte.

4.1 Tratamento térmico para obtenção da máscara plana

No processo de tratamento térmico a geratriz foi austenitizada, transferida e posicionada, de forma manual com o uso de uma tenaz, sobre uma matriz plana em temperatura ambiente, quando o conjunto de matrizes planas é fechado ocorre o tratamento térmico.

As matrizes foram acopladas a uma prensa hidráulica de simples efeito fabricada pela empresa FKL Máquinas Hidráulicas®, com capacidade de 6000kN. A prensa não exerceu força sobre a geratriz, sendo usada apenas para movimentação da matriz superior. A Figura 4.1 mostra esquematicamente o processo de tratamento térmico para obtenção da máscara de geometria plana.

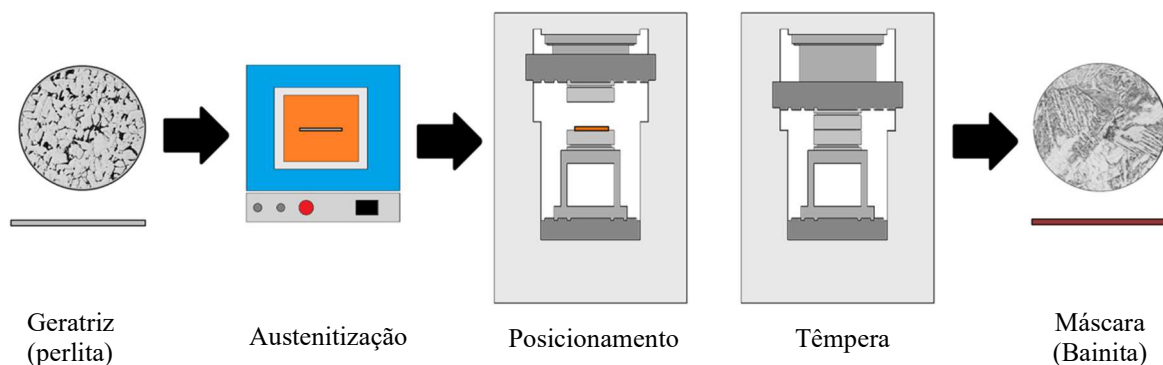


Figura 4.1 - Representação esquemática do processo de tratamento térmico para obtenção da máscara de geometria plana.

Três temperaturas de aquecimento foram testadas: 950°, 1000° e 1100°C, e também, três diferentes tempos de austenitização da geratriz: 5, 7 e 10 min. O aquecimento das geratrizes foi realizado em um forno elétrico Sanchis®.

O perfil de resfriamento foi obtido através de um termopar tipo K, inserido até o centro da geratriz por um furo de 0,5 mm. Considerando que a espessura da geratriz é 1,3 mm, após a furação elas não puderam ser utilizadas como máscaras, assim, 5 geratrizes foram utilizadas para obtenção do perfil e, em seguida, descartadas. A Figura 4.2 mostra a furação para inserção do termopar na geratriz.

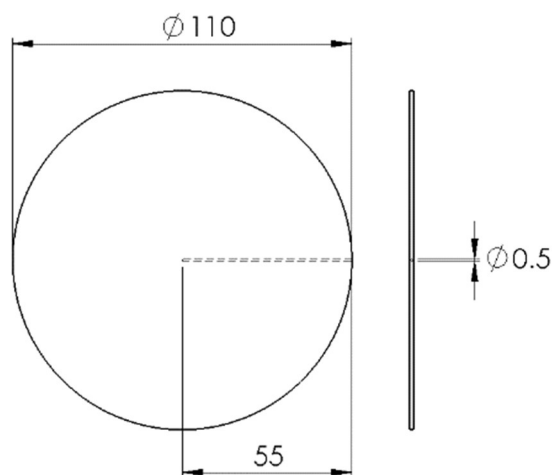


Figura 4.2 - Furação para obtenção do perfil de resfriamento no centro da geratriz (dimensões em milímetros).

As matrizes foram lubrificadas com o lubrificante Fuchs Forge EASE 956 BR (BD -20), a base de grafite. A lubrificação é necessária para que as condições do processo de tratamento térmico e de estampagem a quente sejam semelhantes.

Os parâmetros do processo de tratamento térmico para obtenção das máscaras planas são listados sucintamente na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Parâmetros do processo de tratamento térmico.

Parâmetros	
Aquecimento	Forno elétrico (Tipo Câmara)
Tempos de austenitização testados	5, 7 e 10 min
Temperaturas de austenitização testadas	950°, 1000° e 1100°C
Meio de têmpera	Por contato com o ferramental (matrizes)
Prensa (sem atuação)	Hidráulica de simples efeito (FKL)
Velocidade da prensa	9 mm/s
Temperatura das matrizes	~25°C

4.2 Forjamento em matriz aberta

O forjamento em matriz aberta objetiva a análise da máscara plana obtida pelo processo de tratamento térmico. As mesmas matrizes planas e a prensa hidráulica utilizadas no processo de tratamento térmico foram utilizadas neste processo. A máscara foi fixada na matriz inferior onde há um rebaixo de 1,3 mm, mesma espessura da chapa, e 110 mm de diâmetro. O

processo de forjamento em matriz aberta é mostrado esquematicamente na Figura 4.3. O lubrificante Fuchs Forge EASE 956 BR (BD -20), a base de grafite, foi utilizado para lubrificação da parte superior da máscara e da matriz superior; a interface da máscara e matriz inferior não foi lubrificada.

O processo inicia-se com o aquecimento da matriz, utilizando resistências tipo cartucho, até a temperatura de 280°C, seguido pela austenitização dos *billets* e forjamento com redução em altura de 50%. Esta redução em altura foi realizada para todos os ciclos de forjamento e a limitação foi realizada através de dois batentes fabricados em H13 e tratados termicamente (Têmpera: Taust = 1020 °C por 45 min e resfriamento em óleo; Revenido: Duplo, T = 610 °C por 1 h e 30 min, resfriamento ao ar).

Foram realizados 4 ciclos de forjamento, sendo a máscara removida após cada ciclo para análise e caracterização. Os ciclos são compostos de 25, 50, 75 e 100 forjamentos, respectivamente. O total de 250 forjamentos válidos são realizados para análise da degradação progressiva da máscara.

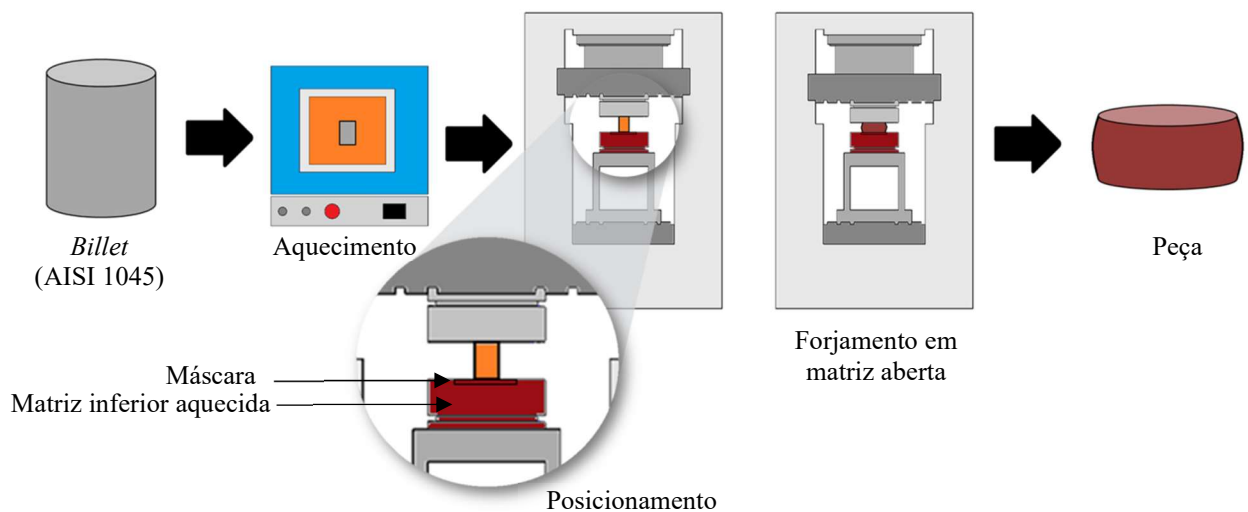


Figura 4.3 - Representação esquemática do processo de forjamento em matriz aberta.

Em ambos os processos de forjamento, foram forjados *billets* cilíndricos de 35 mm de diâmetro e altura de 70 mm, volume de 67340 mm³, de aço ABNT 1045, cortados e usinados a partir de barras cilíndricas laminadas de 6 m de comprimento e 1 ½” de diâmetro.

Foram aquecidos e forjados de 20 a 25 *billets* cada sequência devido ao tamanho do forno, sendo que a lubrificação da máscara e da matriz superior foi realizada a cada 5 forjamentos. Os *billets* foram aquecidos a 1100°C por 1h e 20min.

Para análise da variação da temperatura da matriz, 5 forjamentos foram realizados com a utilização da máscara e sem a utilização da máscara e dados foram adquiridos utilizando termopar tipo K inserido até o centro da matriz a uma distância de 10 mm da superfície. Este mesmo procedimento é realizado no forjamento em matriz fechada.

A Figura 4.4 mostra a prensa utilizada para forjamento e a disposição do ferramental com a utilização da máscara plana. É possível observar o posicionamento das resistências, do termopar inserido a 10 mm da superfície e da máscara metálica.

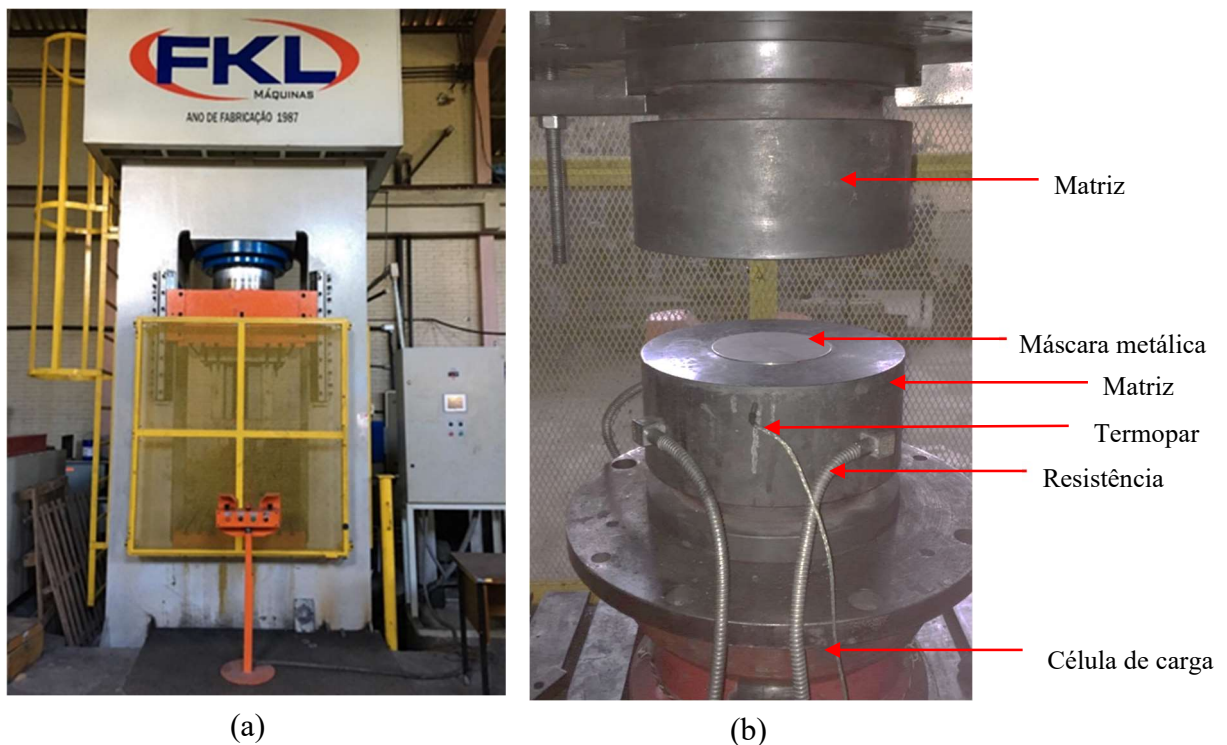


Figura 4.4 - Equipamentos e ferramentais utilizados no processo de forjamento: (a) Prensa hidráulica FKL e (b) ferramental utilizados no forjamento em matriz aberta com utilização da máscara plana.

A Tabela 4.2 lista os principais parâmetros do processo de forjamento em matriz aberta com utilização da máscara plana de 22MnB5.

Tabela 4.2 - Principais parâmetros do processo de forjamento em matriz aberta.

Parâmetros	
Aquecimento dos <i>billets</i>	Forno elétrico (Tipo Câmara)
Prensa	Hidráulica de simples efeito (FKL)
Força Normal máxima	400 kN (programada)
Velocidade da prensa	9 mm/s
Redução em altura do <i>billet</i>	35 mm
Lubrificação da máscara e matriz superior	FORGE EASE 956BR
Lubrificação entre a máscara e a matriz inferior	Sem lubrificação
Temperatura inicial da matriz inferior	280°C
Temperatura inicial da máscara	280°C
Temperatura inicial da matriz superior	~25°C (ambiente)
Temperatura inicial do <i>billet</i>	1100°C

4.3 Estampagem a quente para obtenção da máscara axial

O projeto do ferramental utilizado no processo de estampagem a quente e a geometria a ser obtida, com as dimensões principais, são mostrados na Figura 4.5. Foram testados experimentalmente diferentes valores para o raio do punção (r_p) e para o raio da matriz (r_m) que estão listados na Tabela 4.3.

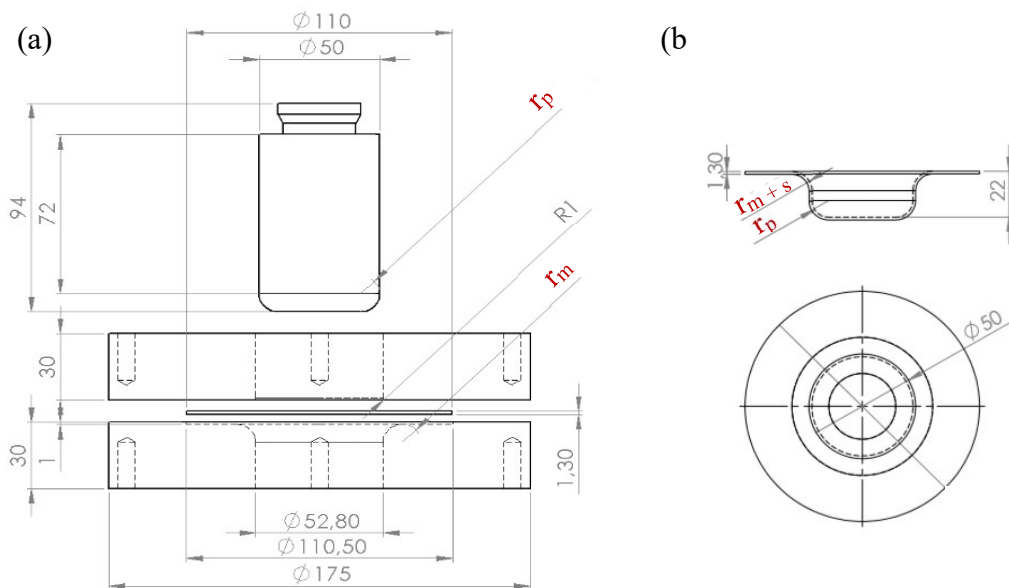


Figura 4.5 - Vista frontal do (a) Projeto do ferramental utilizado no processo de estampagem e (b) geometria final a ser obtida, ambas com as principais dimensões, onde r_p e r_m são variáveis. Dimensões em milímetros.

A Figura 4.5b mostra a projeção da geometria final a ser obtida, no entanto, deve-se considerar apenas as dimensões em relação à altura do copo uma vez que as outras dimensões são variáveis.

Tabela 4.3 - Valores testados para raios do punção (r_p) e para o raio da matriz (r_m).

Principais raios das ferramentas (mm)		
Teste	r_p	r_m
1	6	6
2	8	6
3	8	8

Os valores listados na Tabela 4.3 foram determinados a partir de diferentes fórmulas matemáticas encontradas na literatura em RODRIGUES e MARTINS (2010), TSCHAETSCH (1990) e SHAEFFER (2004). Ressalta-se a busca pelos raios mínimos tanto para o punção quanto para a matriz.

A Figura 4.6 mostra esquematicamente o processo de estampagem a quente das máscaras axiais. Enquanto a Figura 4.6a mostra as etapas do processo de estampagem, a Figura 4.6b mostra o processo em função da temperatura *versus* o tempo.

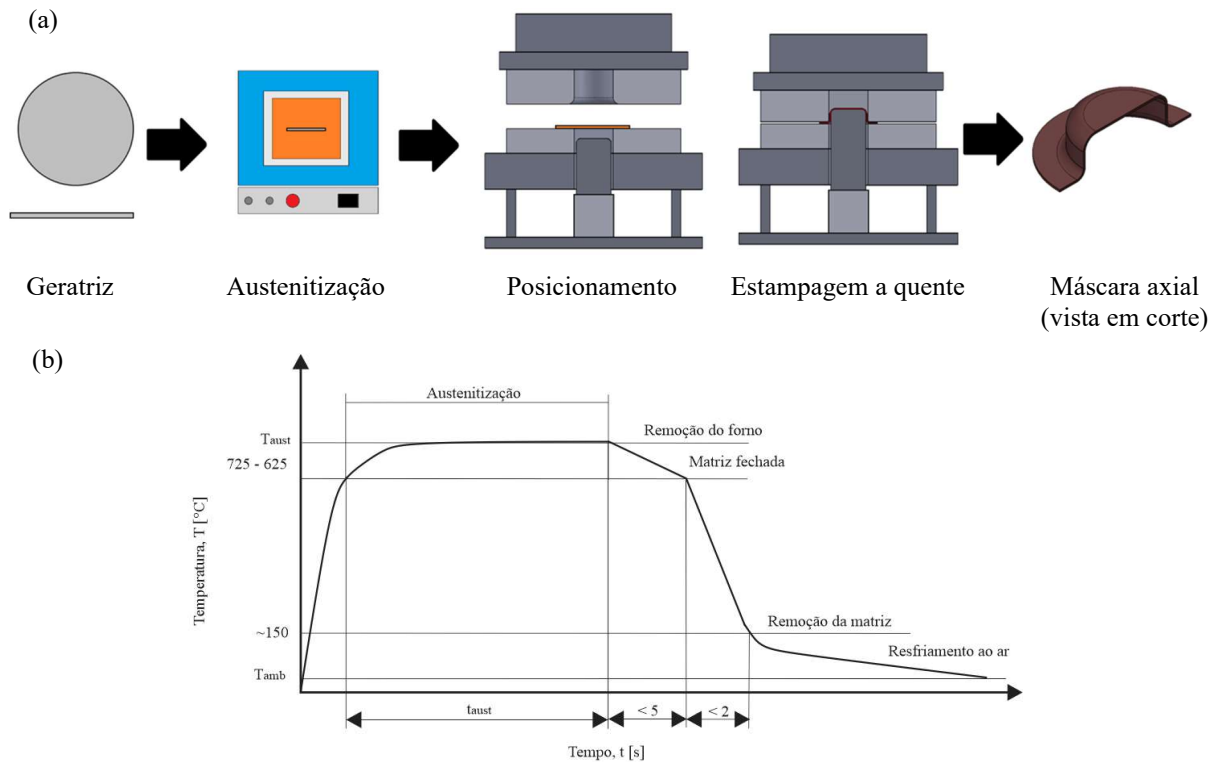


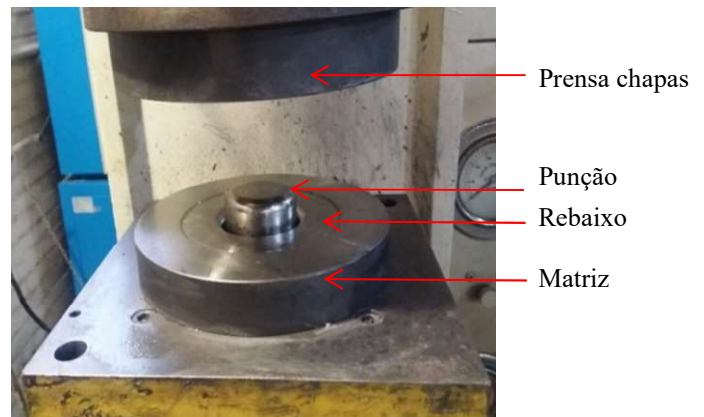
Figura 4.6 - Representação esquemática do processo de estampagem a quente para a obtenção da máscara de geometria axial: (a) Etapas do processo de estampagem e (b) Processo de estampagem em função da temperatura *versus* tempo.

O posicionamento da geratriz no centro da matriz de estampagem foi possível através da usinagem de um rebaixo de 1 mm na matriz com folga de 0,3 mm entre o diâmetro do rebaixo e da geratriz, mostrado na Figura 4.7b.

As máscaras axiais foram estampadas a quente em uma prensa hidráulica de duplo efeito da marca Dan Presse®, que não sofreu qualquer alteração para produzir peças estampadas a quente. A disposição do equipamento durante o processo de estampagem é mostrada na Figura 4.7.



(a)



(b)

Figura 4.7 – Equipamentos e ferramentas utilizados no processo de estampagem a quente: (a) Arranjo dos equipamentos durante o processo de estampagem; (b) Identificação do ferramental.

As velocidades do punção utilizadas foram a máxima e a mínima permitidas pela regulagem manual através da válvula de vazão da prensa, nominalmente, 19,5 mm/s e 10 mm/s. Ainda, foram testadas diferentes pressões no prensa chapa (p_{pc}), sendo estas: 2 MPa e a condição sem atuação do prensa chapas ($p_{pc}= 0$ MPa).

O número de teste foi limitado pela quantidade de amostras disponíveis. Foram realizados 36 testes experimentais, sendo 3 testes para cada condição estabelecida.

Os principais parâmetros do processo de estampagem a quente da máscara axial são listados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Principais parâmetros do processo de estampagem a quente.

Parâmetros	
Aquecimento	Forno elétrico (Tipo Câmara)
Prensa	Hidráulica de duplo efeito (DanPres)
Força Normal máxima	200 kN
Velocidade da prensa	Variável
Lubrificação	FORGE EASE 956BR
Temperatura inicial das geratrizes	1100°C
Temperatura inicial das ferramentas	~25°C (ambiente)

4.4 Forjamento em matriz fechada

As geometrias testadas partiram da classificação de complexidade de forma de Spies para peças forjadas, citada em RODRIGUES e MARTINS (2010), e buscaram similaridades com peças já fabricadas pela indústria automobilística. Aliando-se estes fatores, partiu-se ao estudo de geometrias simétricas de média complexidade, próximas a de peças como fusos, engrenagens e cubos de rodas forjados industrialmente. A empresa Thyssenkrup Forging Group é parceira industrial do projeto BRAGECRIM, desta forma, optou-se por peças similares as do catálogo da empresa. A Figura 4.8 mostra imagens de peças forjadas retiradas catálogo da empresa Thyssenkrup Forging Group.



Figura 4.8 - Peças forjadas do catálogo da empresa Thyssenkrup Forging Group, respectivamente: engrenagens, cubos de rodas e fuso (THYSSENKRUPP, 2016)

No projeto das matrizes para o forjamento em matriz fechada, mostrado na Figura 4.9a, optou-se pelo posicionamento da máscara na matriz inferior. O pino na matriz superior foi projetado para a extração das peças forjadas. Ainda, destaca-se os furos passantes na matriz

inferior onde são acopladas resistências elétricas tipo cartucho, para aquecimento das matrizes; apenas a matriz onde as máscaras foram inseridas é aquecida. A Figura 4.9b mostra o ferramental já posicionado para realização dos ciclos de forjamento.

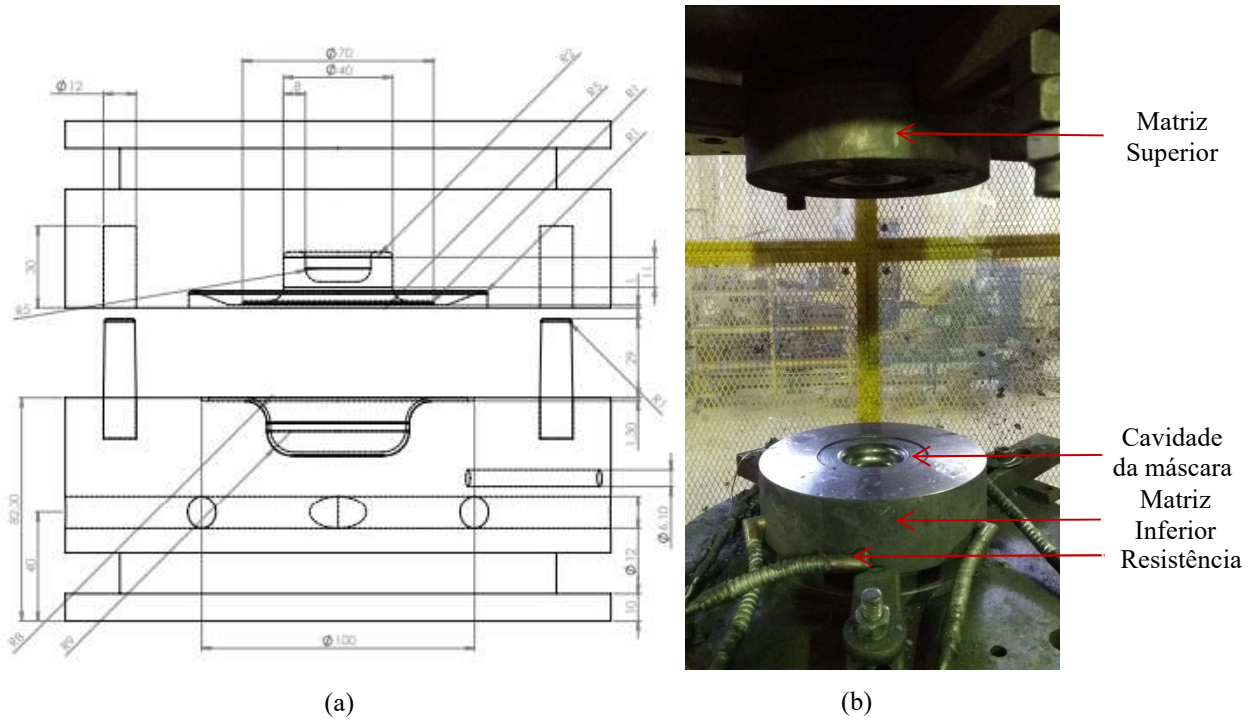


Figura 4.9 – Ferramental utilizado no forjamento a quente: (a) Projeto do ferramental com as dimensões principais; (b) Matrizes fixadas a prensa para realização do forjamento. Dimensões em milímetros.

O material das matrizes de forjamento foi selecionado com base nas características metalúrgicas do material e dos processos de conformação a quente, sendo um aço ferramenta para trabalho a quente AISI H13 na condição revenida.

Os forjamentos foram realizados em ciclos de 25, 50, 75 e 100, utilizando a mesma prensa hidráulica do processo de forjamento em matriz aberta. Esquemáticamente, o processo de forjamento em matriz fechada com utilização da máscara de geometria axial é mostrado na Figura 4.10.

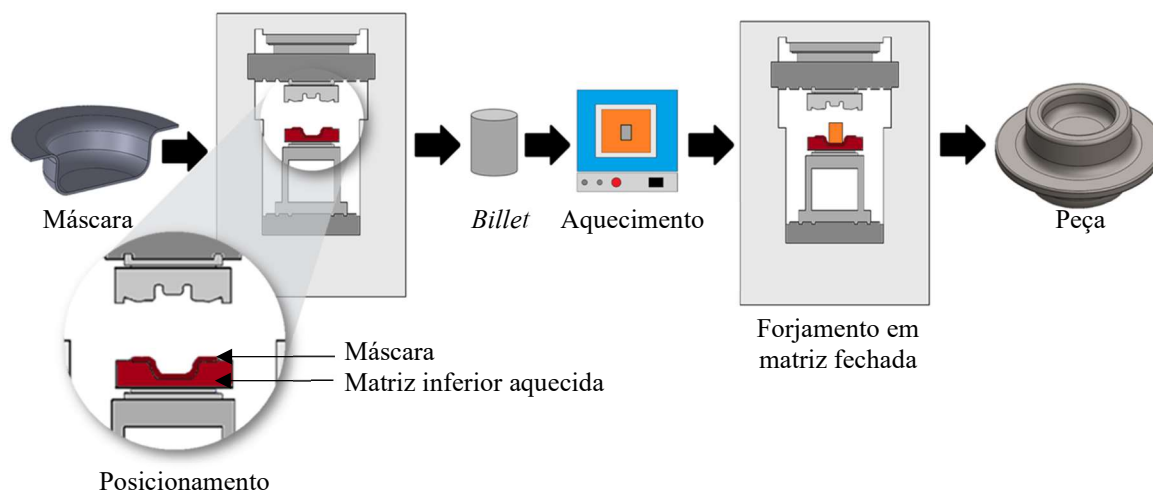


Figura 4.10 - Representação esquemática do processo de forjamento em matriz fechada.

Os principais parâmetros do processo de forjamento a quente com utilização da máscara axial são listados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 - Principais parâmetros do processo de forjamento a quente.

Parâmetros	
Aquecimento dos <i>billets</i>	Forno elétrico (Tipo Câmara)
Prensa	Hidráulica de simples efeito (FKL)
Força Normal máxima	400 kN (programada)
Velocidade da prensa	9 mm/s
Lubrificação da máscara e matriz superior	FORGE EASE 956BR
Lubrificação entre a máscara e a matriz inferior	Sem lubrificação
Temperatura inicial da matriz inferior	280°C
Temperatura inicial da máscara	280°C
Temperatura inicial da matriz superior	~25°C (ambiente)
Temperatura inicial do <i>billet</i>	1100°C

4.5 Métodos e ferramentas para aquisição de dados

Considerando a disponibilidade e capacidade dos equipamentos, as geometrias de todos os processos foram modeladas utilizando o software CAD (*Computer-aided design*), SolidWorks2016-2017®, e a partir delas foram projetadas as ferramentas para estampagem e forjamento.

O software de simulação numérica FORGE® NxT 2.1, desenvolvido pela TRANVALOR, e cedido pela AutoLens ao Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM), foi utilizado para simulação numérica dos processos de estampagem e forjamento. O software foi utilizado apenas para análises quanto a viabilidade de utilização dos equipamentos, validações geométricas das ferramentas e para aquisição de dados referentes a deformação verdadeira das peças nos processos de estampagem e forjamento.

Para verificação do retorno elástico na máscara de geometria axial, ferramentas vetoriais do *software* AutoCad® foram utilizadas. Linhas retas foram traçadas sobre a imagem da peça estampada de modo a permitir a medição do ângulo entre as laterais da peça e linhas perpendiculares à parte central para verificar o retorno elástico angular.

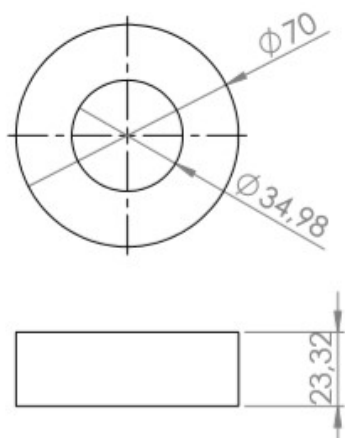
O aquecimento das geratrizes e dos *billets* foi realizado em um forno elétrico Sanchis® do tipo câmara. Este forno alcança a temperatura máxima de 1100°C, seu aquecimento é feito por resistências em aço Kanthal fixadas em placas de fibra cerâmica obtendo alta eficiência térmica. O isolamento do forno decorre de fibras cerâmicas de alta densidade. O controle da temperatura foi realizado utilizando um termopar tipo K no interior do forno.

O monitoramento da força necessária para os processos de forjamento e estampagem e o deslocamento da mesa superior da máquina foi feito com o uso de um sistema de aquisição de dados marca HBM, modelo Spider 8, ligado a um computador com o software de aquisição de dados, Catman 4.0. A força de forjamento e de estampagem foram medidos a partir de células de carga acopladas as mesas inferiores das prensas e o deslocamento foi medido com transdutor indutivo LVDT (*Linear Variable Differential Transformer*).

Para seleção do lubrificante foram realizados ensaios do anel para determinar qual deles proporcionava o menor atrito entre máscara e o *billet* durante o forjamento. Três lubrificantes foram testados: FORGE EASE 956BR (Lubrificante 1), BONDERITE L-FG 31H (Lubrificante 2) e Grafite em suspensão (Lubrificante 3). Os anéis têm o mesmo volume dos *billets* e diâmetro externo de 70mm, diâmetro interno de 34,98mm e altura de 23,32mm, conforme mostra a Figura 4.11.

As reduções em altura de 20, 40 e 60% foram utilizadas para análise da variação do diâmetro interno, sendo controladas com uso de batentes fabricados em H13 e tratados termicamente nas mesmas condições dos batentes utilizados no processo de forjamento em matriz aberta. Ainda, os anéis foram aquecidos a mesma temperatura determinada para os *billets*, transferidos manualmente com uso de uma tenaz para a superfície da matriz de

forjamento revestida com a máscara plana. Cinco medições do diâmetro interno foram realizadas em diferentes posições de cada anel.



Principais dimensões utilizadas para ensaio do anel		
Redução (%)	Altura reduzida (mm)	Altura dos batentes (mm)
20	4,66	18,66
40	9,32	14,00
60	13,99	9,33

Figura 4.11 – Representação das dimensões principais dos anéis utilizados para determinação do coeficiente de atrito entre as máscaras e o *billet* de forjamento.

4.6 Ensaios de caracterização das máscaras metálicas

Os ensaios de caracterização das máscaras antes e após o forjamento estão reunidos e descritos nesta seção devido a maioria dos ensaios serem repetidos para as duas condições. Os locais específicos de análise para cada um dos ensaios citados são mostrados de forma esquemática junto a apresentação dos resultados.

Imagens das superfícies das máscaras foram adquiridas utilizando um Estereomicroscópio com LED e câmera HD, marca Leica, modelo EZ4 HD, com zoom 4:1, disponível no Laboratório de Fundição (LAFUN – UFRGS).

A variação de espessura das máscaras foi medida utilizando um micrometro digital Mitutoyo, escala 0-25 mm, com resolução de 0,001 mm.

Ensaios de perfilometria foram realizados nas superfícies das máscaras. O equipamento utilizado foi o perfilômetro modelo XP-2 do fabricante Ambios Technology e o software True Surf® para aquisição de dados disponível no Laboratório de Laser e Óptica do Instituto de Física (IF – UFRGS). O rugosímetro portátil Mitutoyo SJ-310 (NBR ISO 4287/2002) também foi utilizado para medição da rugosidade.

Para avaliação da microestrutura, foram utilizadas técnicas de metalografia convencional na seção transversal da peça. Após o embutimento, as amostras foram lixadas em

duas lixas de 600 μm e 800 μm . A cada mudança de lixa foi alterado o sentido do lixamento em 90° e foi feita a limpeza em água corrente das amostras. Depois de lixadas as amostras foram polidas com pasta de diâmetro de 1 e 0,3 μm , e o ataque foi realizado com Nital 2%. As peças foram analisadas em um microscópio óptico da marca Olympus, modelo Gx51.

Microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada para análise da condição superficial das máscaras em vista transversal. O equipamento utilizado foi o Microscópio Eletrônico de varredura Zeiss EVO MA 10. A técnica de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) permitiu uma análise qualitativa da distribuição dos elementos químicos na seção transversal da peça, o equipamento é acoplado ao sistema de aquisição de dados do MEV. Ambos os equipamentos estão disponíveis no Laboratório de Processamento Mineral (LAPROM – UFRGS).

O perfil de microdureza foi adquirido utilizando microdurômetro Insize Hardness Tester ISH-TDV1000, carga 0,5 kg. O perfil foi repetido três vezes em cada amostra, os resultados médios são apresentados. O equipamento está disponível no Laboratório de soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC – UFRGS).

Testes de remoção da camada oxidada precisaram ser realizados para melhorar a qualidade superficial das máscaras. Desta forma, foram retiradas amostras retangulares no tamanho de 40x80 mm das máscaras planas após tratamento térmico. Os testes químicos de imersão em ácido nítrico por 12h mostrou-se ineficaz e foi descartado, já o teste de imersão em solução de 30% HCl mais 1g/l de Butinodiol prejudicou a qualidade superficial das amostras e também foi descartado.

Desta forma, partiu-se para estudo de métodos mecânicos de remoção. A remoção da camada oxidada foi realizada através de jateamento de microesferas de vidro. Este método foi selecionado por ser pouco abrasivo, devido a forma esférica associada à dureza e a densidade do vidro, removendo contaminações e dando acabamento superficial sem destruir as tolerâncias das peças. Além disso, o vidro é um material inerte, não reage com os materiais tratados, pois não se incrustam nas superfícies jateadas. Sua dureza situa-se entre 5 e 7 na escala MOHS. Duas granulometrias foram testadas: Microesfera de vidro GB13 (RI-AI), tamanho das esferas < 38 μm , e Microesfera de vidro GB9 (7J-D) (RD-AD), tamanho das esferas entre 150 e 215 μm , ambas fornecidas pela CMV Construções Mecânicas Ltda.

Nas Figuras 4.12 e 4.13 são mostradas as indicações dos locais onde os ensaios descritos acima foram realizados. Na análise da máscara plana, optou-se pela divisão em três regiões: A região 1 é a região central da máscara que permanece em contato com o *billet* de

forjamento durante todo o processo; a região 2 corresponde a área formada devido à falta de centralização durante o posicionamento do *billet*; já a região 3 é a que não entra em contato com o *billet* durante os forjamentos.

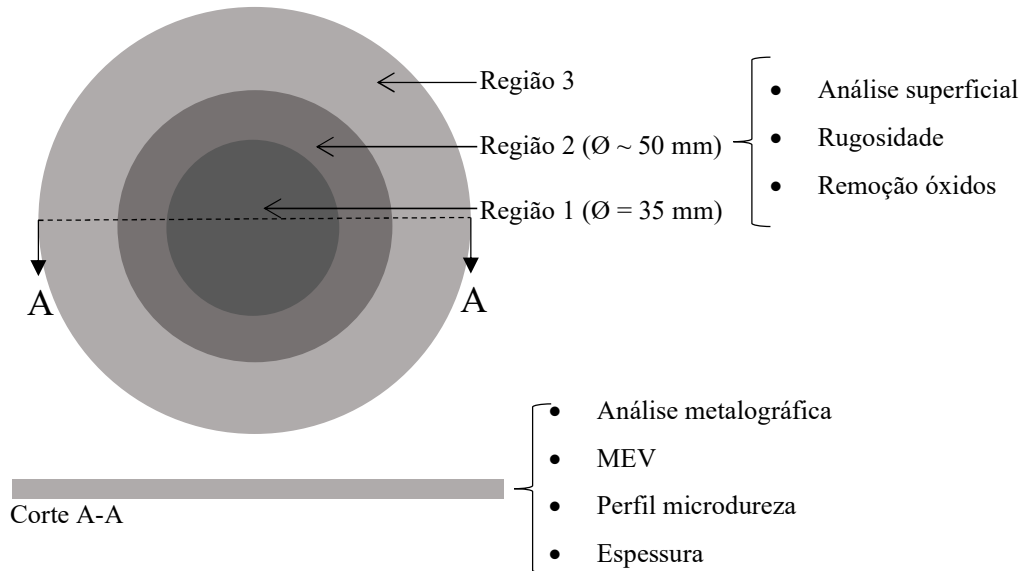


Figura 4.12 - Indicação dos pontos onde foram realizados os principais ensaios de caracterização da máscara metálica de geometria plana.

Nas máscaras axiais os pontos de análise estão identificados na Figura 4.13, onde foram utilizadas as abreviações: raio (r), frange (F), centro (C), parede (p), interno (i) e externo (e). A rugosidade não pode ser medida em alguns locais das máscaras de geometria axial devido a restrições das condições de ensaio dos equipamentos (rugosímetro e perfilômetro).

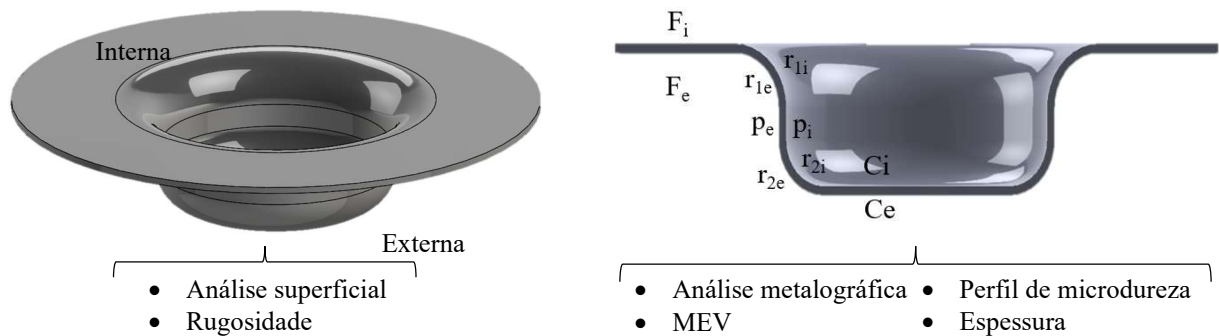


Figura 4.13 - Indicação dos pontos onde foram realizados os principais ensaios de caracterização da máscara metálica de geometria axial.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo o primeiro tópico traz os resultados referentes a caracterização inicial dos materiais utilizados, em especial, das chapas de 22MnB5. Nos tópicos seguintes, os processos de tratamento térmico e forjamento em matriz aberta são analisados de forma conjunta, bem como, os de estampagem a quente e forjamento em matriz fechada. E, enfim, é realizada uma análise comparativa da aplicabilidade e desempenho das máscaras planas e axiais.

5.1 Caracterização inicial

Os resultados referentes a composição química dos materiais utilizados para fabricação das geratrizes para estampagem, dos *billets* para o forjamento e dos ferramentais utilizados em ambos os processos de conformação são listados na Tabela 5.1. Os percentuais em massa foram obtidos por espectrometria de emissão óptica por centelha. A composição do aço boro 22MnB5 utilizado para a fabricação das geratrizes está dentro da margem especificada na literatura, conforme Tabela 2.3, do Capítulo 2. Os outros aços também possuem a composição dentro da faixa nominal encontrada na literatura normativa.

Tabela 5.1 – Resultado da análise química (% em massa).

Material	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	B
22MnB5	0,23	1,24	0,021	0,002	0,21	0,19	-	0,004	0,002
AISI 1045	0,42	0,72	0,020	0,041	-	-	-	-	-
H13	0,37	0,32	0,018	0,002	1,12	5,30	1,16	1,00	-

A micrografia óptica mostra que na condição recebida o aço 22MnB5 possui microestrutura ferrítica com distribuição homogênea de partículas de perlita, Figura 5.1, típica dos aços baixo carbono e condizente com a literatura.

O perfil de microdureza indica valores entre 163 HV e 206 HV, tendo média de 184 HV, sendo considerado um perfil homogêneo. Segundo KWIETNIEWSKI e KISS (2013) e NADERI et al. (2008), estes valores são característicos de aços baixo carbono e microestrutura perlítica. Os grãos estão alinhados em morfologia típica do processo de laminação.

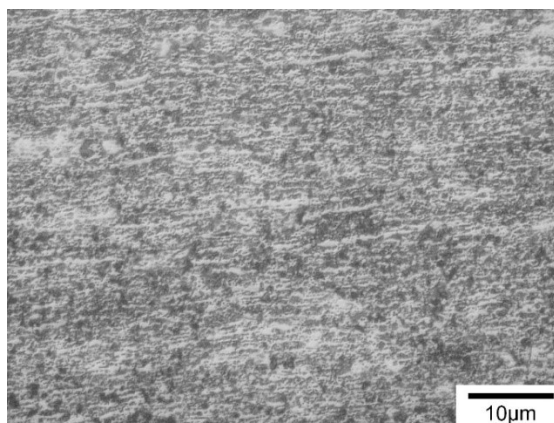


Figura 5.1 – Micrografia óptica da condição inicial no sentido longitudinal de laminação, ferrita e perlita, microdureza média de 184 HV. Nital 2%.

O ensaio de tração a frio na direção transversal a de laminação e em amostras submetidas ao processo de tratamento térmico apresentaram os resultados listados na Tabela 5.2, que são compatíveis aos referenciados na literatura para a condição inicial (Tabela 2.3).

Tabela 5.2 - Resultados dos ensaios de tração a frio de corpos de prova na condição inicial e tratados termicamente.

Propriedade	Inicial	Tratado termicamente
Limite de Escoamento	412 MPa	843 MPa
Limite de Resistência	545 MPa	1006 MPa
Alongamento	24,5 %	11%

Os resultados pós tratamento térmico, listados na Tabela 5.2, apresentam valores de limite de escoamento e resistência que os listados na literatura quando a microestrutura formada é martensítica, Tabela 2.3.

5.2 Aplicabilidade das máscaras planas no forjamento em matriz aberta

Inicialmente, são apresentados os resultados das análises das máscaras pós tratamento térmico e os testes para melhorar sua qualidade superficial. Em seguida, a aplicabilidade das máscaras planas é analisada.

5.2.1 Tratamento térmico e análise superficial

O processo de tratamento térmico é realizado como mostra a Figura 4.1. No momento de abertura da porta do forno, a geratriz encontrava-se a 1020 °C. Após o contato entre a geratriz (725 e 665 °C) e o ferramental em temperatura ambiente, a taxa de extração de calor da chapa aumenta e durante o processo de tratamento térmico a velocidade de resfriamento do material se mantém entre as curvas de resfriamento de 27° e 15 °C/s, onde ocorre a transformação bainítica, conforme mostra a curva de resfriamento traçada sobre o diagrama na Figura 5.2. No final do processo de tratamento térmico a temperatura da geratriz é de 130° a 150°C.

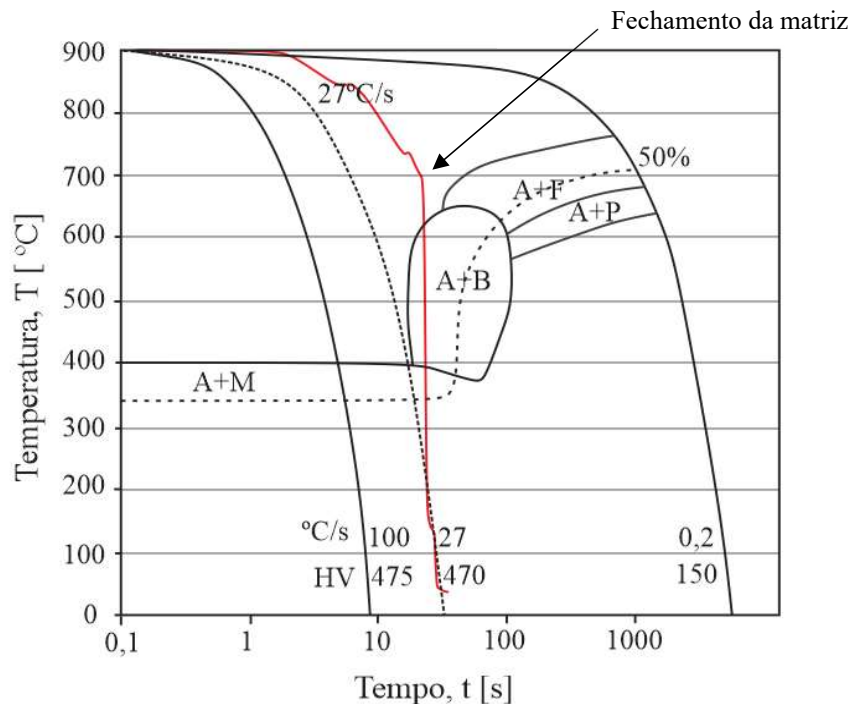


Figura 5.2 - Curva de resfriamento média (vermelha) para a chapa de aço 22MnB5 aquecidas a 1100°C durante o tratamento térmico.

A partir da curva de resfriamento mostrada na Figura 5.2 é possível observar que o resfriamento da geratriz dentro das matrizes ocorreu no campo A+B (austenita e bainita), assim, a microestrutura formada é bainítica, como pode ser observado nas micrografias mostradas na Figura 5.3.

Neste estudo, buscou-se a transformação bainítica pela alta resistência mecânica, aliada a maior tenacidade, quando comparada a martensita, o que facilita o acoplamento da

máscara sobre matriz de forjamento e a torna menos suscetível a falhas devido a deformação plástica.

Os resultados dos perfis térmicos, quando foram utilizadas as temperaturas de austenitização de 900 °C e 1000 °C, apresentaram valores médios inferiores a 550 °C no contato entre a geratriz e a matriz, sendo descartados após testes iniciais.

Pontos de análise na máscara plana

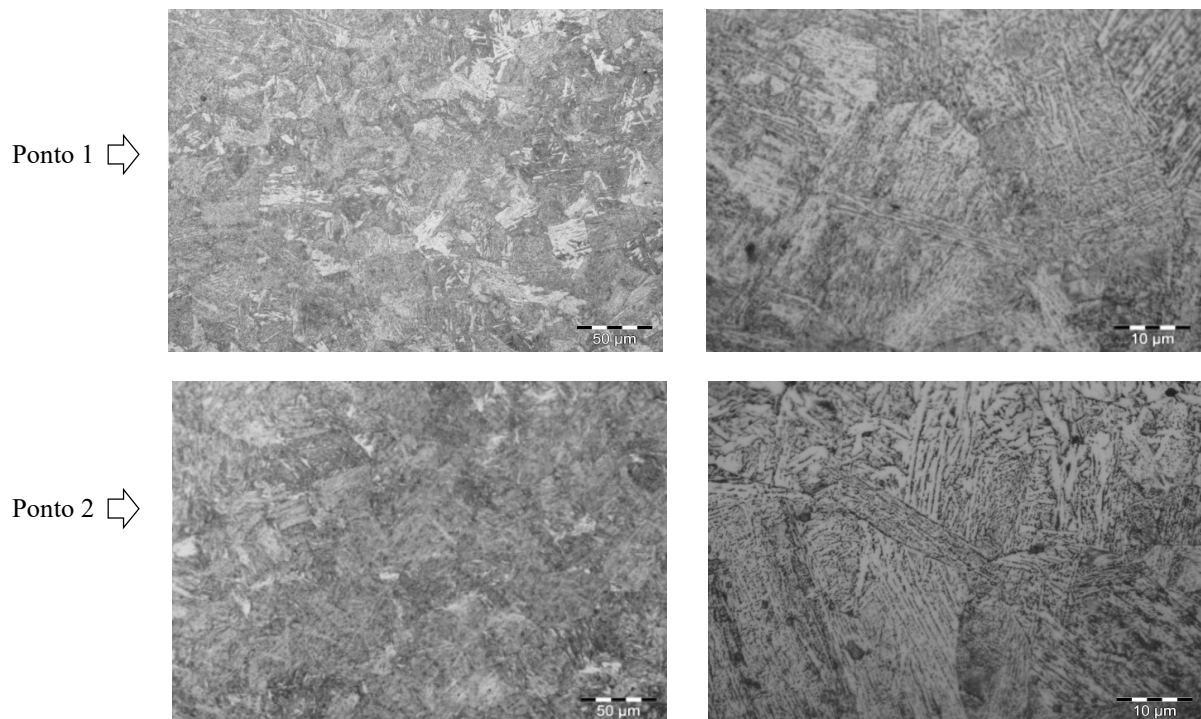
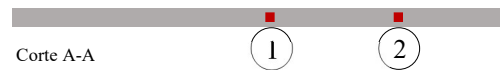


Figura 5.3 - Micrografias ópticas dos pontos indicados em diferentes magnificações. Microestrutura bainítica. Nital 2%.

Todavia, devido a semelhança entre a formação martensítica e a bainítica quando vistas no microscópio óptico, optou-se por pela confirmação utilizando a microscopia eletrônica. A Figura 5.4 mostra a formação bainítica na máscara em diferentes magnificações.

Ponto de análise na máscara plana

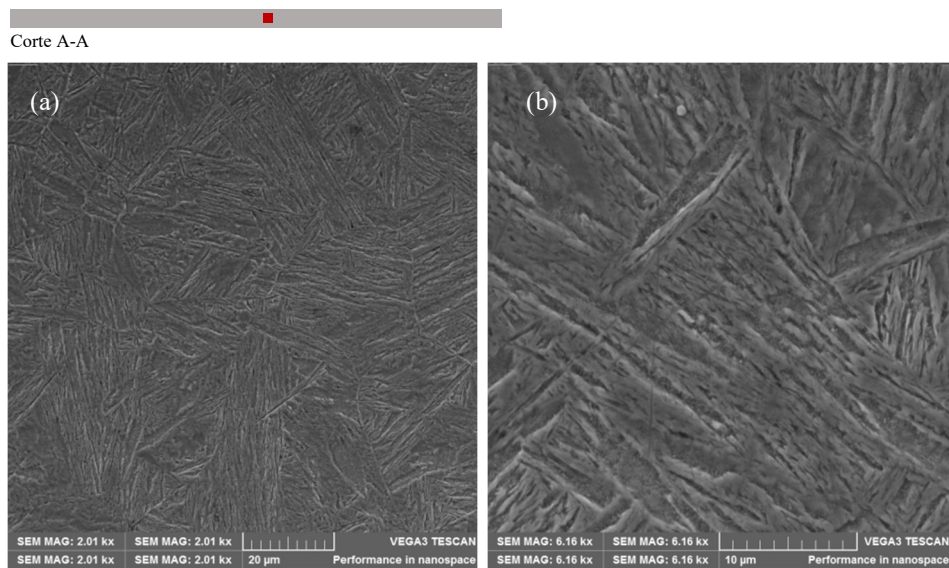


Figura 5.4 - Micrografias obtidas por MEV, Nital 2%. Formação bainítica uniforme.

O perfil de microdureza foi realizado ao longo do perfil da máscara tratada termicamente, e apresentou o valor mínimo de 358 HV e máximo de 460 HV, sendo 416 HV o valor médio e sem variações significativas. De acordo com o método descrito por NADERI et al. (2008) e a característica formação bainítica descrita por KWIETNIEWSKI e KISS (2013), as imagens da evolução microestrutural, mostradas nas Figuras 5.3 e 5.4, e os resultados de microdureza comprovam a formação bainítica.

As chapas de 22MnB5 não eram revestidas com proteção anticorrosiva, como as comumente utilizadas na indústria (revestimento Al-Si ou Zn), assim, testes de remoção da camada de óxido precisaram ser realizados para melhorar o acabamento superficial das máscaras. Foram testados diferentes métodos de remoção química e mecânica em amostras retiradas de uma máscara plana tratada termicamente. A Figura 5.5a mostra a camada de óxido formada sobre as máscaras após o tratamento térmico que tem espessura entre 15,85 µm e 13,30 µm. Na Figura 5.5b é mostrado o resultado do EDS, em dispersão de camadas, na amostra, na camada de óxido e no suporte (baquelite); não são mostrados todos os elementos que compõem a amostra devido a capacidade do equipamento.

Ponto de análise na máscara plana

Corte A-A

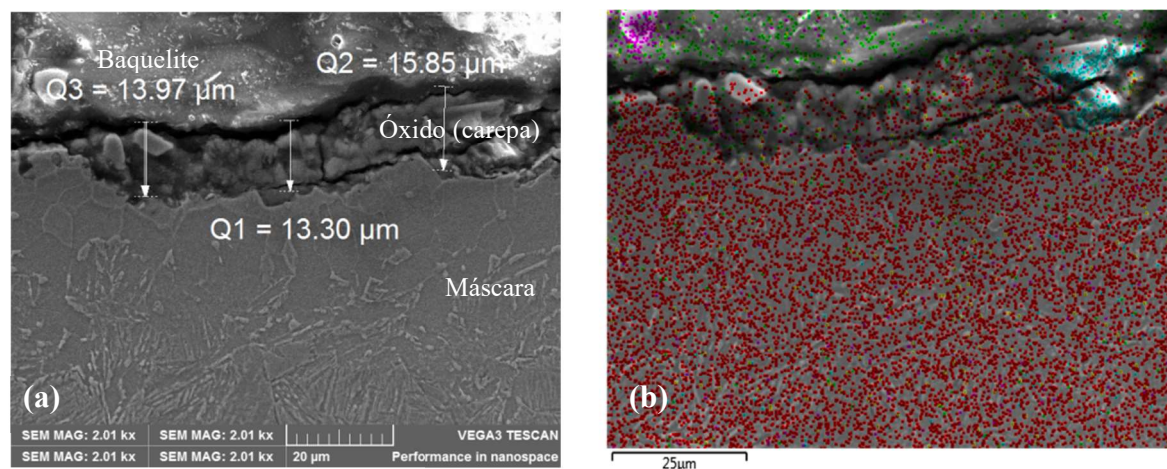


Figura 5.5 – (a) Profundidade da camada de óxido formada vista por microscopia eletrônica; (b) EDS mostrando a dispersão de elementos, onde destacam-se o vermelho corresponde ao elemento Fe, verde ao C, roxo ao Si, amarelo ao Ca e o azul ao Al.

Os valores de rugosidade medidos após a realização dos testes de remoção da camada oxidada são listados na Tabela 5.3. É possível observar que o método de remoção mecânica por jateamento de esferas possibilitou que o resultado das rugosidades, Ra e Rz, se aproximassem dos iniciais da amostra testada.

Tabela 5.3 - Valores médios de Ra e Rz para os métodos de remoção da camada oxidada testados.

Rugosidade	Inicial	Pós-TT	Jateamento	Decapagem
Ra	0,29	9,39	0,34	10,62
Rz	1,03	50,04	1,09	54,21

São apresentadas apenas os valores para jateamento com esferas de vidro com tamanho entre 150 e 215 μm , uma vez que as esferas com granulometrias menores que 38 μm não causaram redução significativa na rugosidade superficial.

5.2.1.1 Teste do anel

O teste do anel foi realizado para seleção do lubrificante que proporcionasse o menor coeficiente de atrito entre o *billet* e a máscara nos processos de forjamento. No gráfico,

foram sobrepostas as curvas de calibração o valor médio das cinco medidas realizadas em cada diâmetro interno dos anéis. Os três lubrificantes apresentaram as variações nos diâmetros internos dos anéis que resultam na aproximação dos coeficientes de atrito mostrados na Figura 5.6. Observa-se que a utilização do lubrificante FORGE EASE 956BR (Lubrificante 1) é o que resulta em um menor coeficiente de atrito, aproximadamente 0,2.

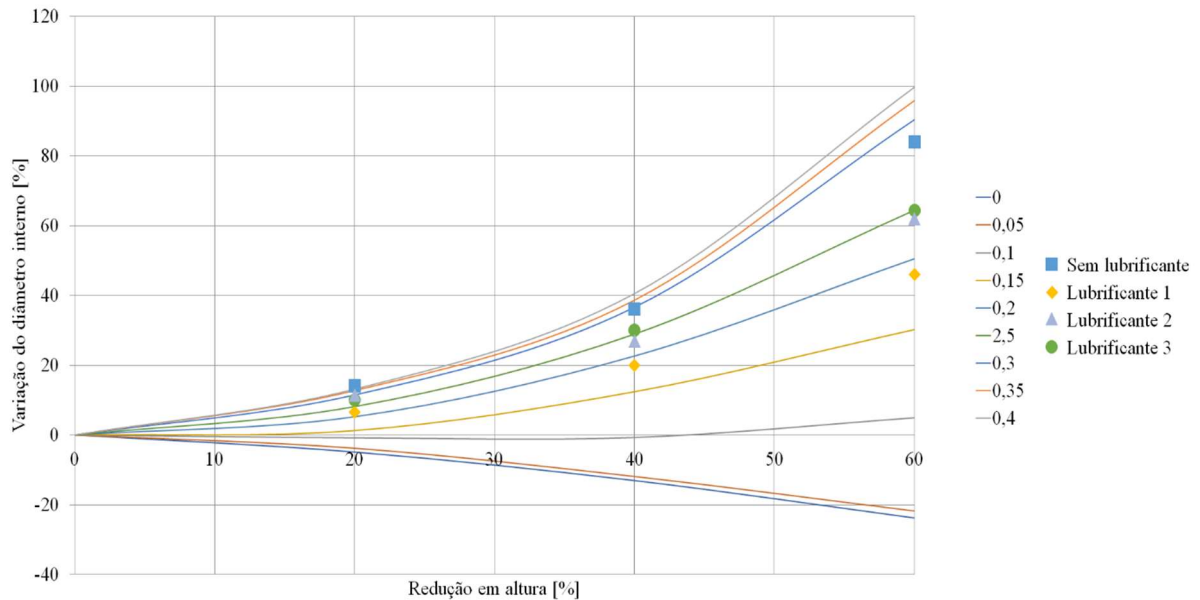


Figura 5.6 - Curva de calibração para determinação do coeficiente de atrito (μ) obtida a partir do software FORGE® NxT 2.1.

5.2.2 Análise da aplicabilidade das máscaras planas

As geratrizes de 22MnB5 tratadas termicamente e, posteriormente, jateadas com esferas de vidro são agora máscaras metálicas. As máscaras metálicas foram posicionadas na superfície de uma matriz plana e sofreram ciclos de 25, 50, 75 e 100 forjamentos. Para melhor entendimento, como mostrado na Figura 4.12, as regiões para análise são divididas em: a que permanece em contato com o *billet* durante todos os ciclos de forjamento (região 1); a formada pela descentralização no posicionamento do *billet* sobre a máscara (região 2); e a região 3, que não entra em contato com o *billet* durante os ciclos de forjamento.

A Figura 5.7 mostra as máscaras seccionadas depois de cada um dos ciclos mencionados. Na Figura 5.7a, que corresponde a máscara plana após 25 ciclos de forjamentos, é possível observar claramente as 3 regiões citadas, inclusive, marcas de deformação da

máscara pelos *billets* são identificáveis. Já as Figuras 5.7b - d a região 2 passa a ser menos visível e as máscaras mostram maiores sinais progressivos de oxidação.

A região 3 apresenta marcas da oxidação oriunda do tratamento térmico e que não foram removidas pelo processo de jateamento. Essa é uma característica apenas da região 3 e não será discutida, uma vez que não entra em contato com o *billet* durante os forjamentos.

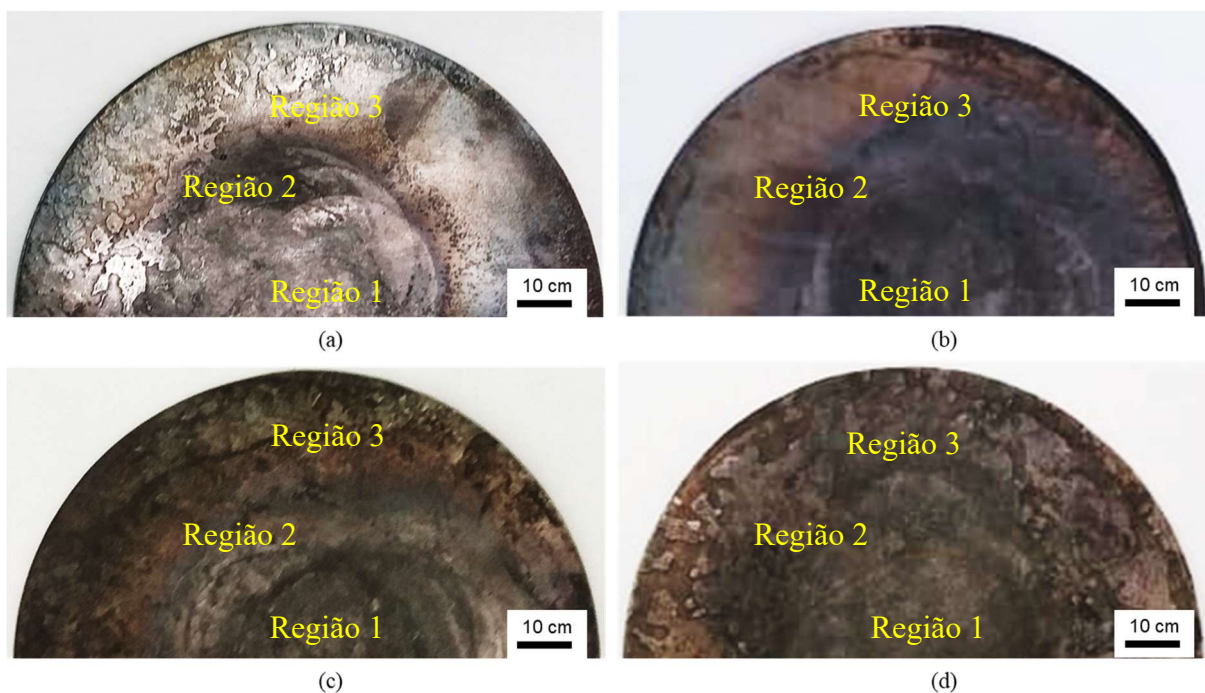


Figura 5.7 - Máscaras planas com identificação das 3 regiões de análise após os ciclos de forjamento: (a) 25; (b) 50; (c) 75; e (d) 100 ciclos.

Na Figura 5.8 é mostrada a região 2 com magnificação de 20x. A condição inicial da região 2 na máscara antes dos ciclos de forjamento é mostrada na Figura 5.8a. As Figuras 5.8b e 5.8c, mostram as máscaras após 25 e 50 forjamentos, onde as marcas de deformação dos *billets* sobre a máscara são claramente identificáveis nesta magnificação.

No entanto, a delimitação da região 2 deixa de ser visível a partir do ciclo de 75 forjamentos. Na Figura 5.8d e 5.8e, é possível observar que há maiores sinais de oxidação superficial, além disso, há indícios da progressão da degradação superficial por desgaste abrasivo tornando essa região menos delimitável.

A Figura 5.9 mostra a variação de espessura da máscara plana após cada um dos ciclos de forjamento, sendo o ponto 0 o centro da máscara e os demais pontos do eixo x a distância até o centro. Considerando que a chapa inicial tem uma espessura uniforme, com valor mínimo de 1,28 mm, e média de 1,3 mm. Após o tratamento térmico e jateamento, a máscara

mantem a espessura média de 1,3 mm, embora há valores máximos de 1,33 mm na região 1 que é atribuído a pequena distorção e a formação da camada de óxido que pode não ter sido completamente removida pelo processo de jateamento. Na região 3, a deformação causada pelo corte por cisalhamento pode ter resultado na redução de espessura que é observada desde a condição inicial.

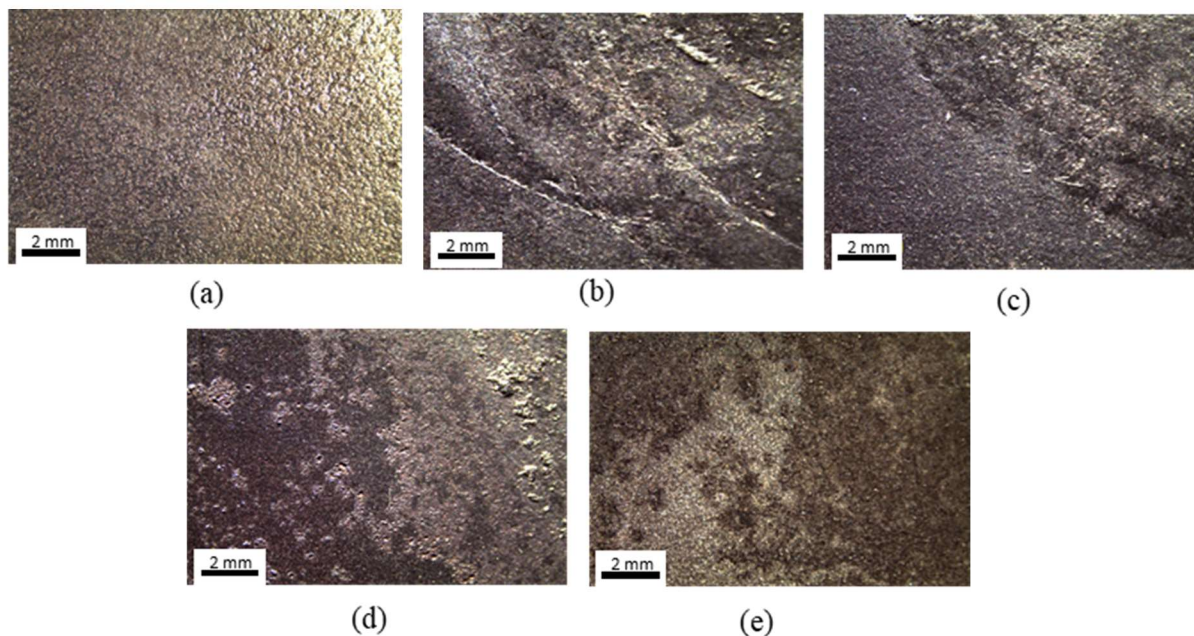


Figura 5.8 - Região 2 formada nos diferentes ciclos de forjamento: (a) Condição Inicial; (b) 25; (c) 50; (d) 75 e (e) 100 forjamentos. Magnificação 20x.

Após os ciclos de forjamento, as máscaras apresentam os mesmos perfis de redução de espessura, sendo a redução mais significativa na região 1. Os menores valores encontrados nessa região são de 1,22 mm para os ciclos de 50, 75 e 100 forjamentos, sendo esta redução progressiva da região 3 para a região 1. Quanto as medições, 6 medições foram realizadas nas regiões 1 e 2; e 3 medições na região 3. As máscaras utilizadas para a sequência de 100 ciclos de forjamento tiveram as maiores reduções em todas as três regiões; os ciclos de 50 e 75 sofreram reduções semelhantes e o ciclo de 25 forjamento apresentou as menores reduções de espessura, sendo a espessura mínima de 1,25mm em um ponto da região 1.

A região 2 mostra uma redução de espessura intermediária entre a região 1, com maiores reduções, e a região 3, com valores mais próximos aos da máscara pós tratamento térmico para todos as máscaras analisadas.

Esses resultados, quando comparados as imagens superficiais das máscaras, Figuras 5.6 e 5.7, demonstram que tanto a deformação plástica, quanto a oxidação, e os mecanismos de desgaste atuam para redução da espessura progressiva das máscaras.

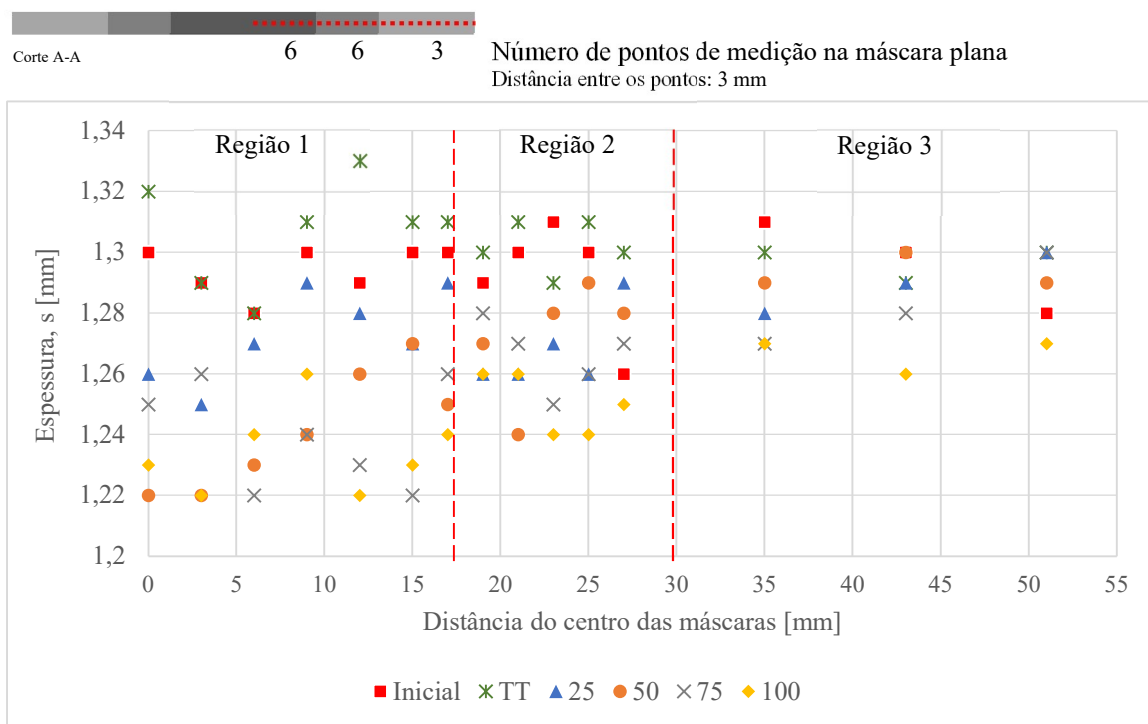


Figura 5.9 - Variação de espessura das máscaras planas nas diferentes regiões analisadas de acordo com a quantidade de ciclos de forjamento.

Os resultados dos testes de rugosidade são mostrados na Figura 5.10 e indicam a remoção gradual do material e a perda da qualidade da superfície com o aumento do número de peças forjadas. Os valores de rugosidade média (Ra), permanecem sem alterações significativas na região 3 para os quatro ciclos de forjamento, sendo $0,28 \mu\text{m}$ na máscara inicial e $0,30 \mu\text{m}$ na máscara utilizada para o ciclo de 100 forjamentos. Ainda, os valores de Rz sofrem somente pequenas alterações, sendo $0,99 \mu\text{m}$ na máscara inicial, $1,07 \mu\text{m}$ na máscara após 25 forjamentos, e se mantem constante para os ciclos de 50, 75 e 100 forjamentos, sendo $1,14 \mu\text{m}$ para o ciclo de 50 e $1,15 \mu\text{m}$ para os ciclos de 75 e 100.

A região 2 apresentou aumento progressivo da rugosidade média (Ra), sendo $0,27 \mu\text{m}$, $0,32 \mu\text{m}$, $0,46 \mu\text{m}$ e $0,59 \mu\text{m}$, para as máscaras inicial, 25, 50 e 75 forjamentos, respectivamente. Já a máscara submetida ao ciclo de 100 forjamentos o valor é $0,41 \mu\text{m}$; essa redução pode ser atribuída a deformação plástica das ranhuras superficiais (picos), causada pela progressão dos ciclos de forjamento, uma vez que o valor de Rz para esse ciclo também é consideravelmente menor que o do ciclo anterior. Os resultados de Rz dessa região para os ciclos de forjamento são $0,98 \mu\text{m}$, $1,08 \mu\text{m}$, $1,54 \mu\text{m}$, $2,27 \mu\text{m}$ e $1,50 \mu\text{m}$, da inicial para o ciclo de 100 forjamentos.

Os resultados da rugosidade média (Ra) e Rz para a região 1 aumentam progressivamente com o aumento do número de ciclos de forjamento. Sendo os valores de Ra para máscara inicial e após 25 ciclos, 0,27 μm e 0,28 μm , não ocorrendo mudança significativas; 0,54 μm , 0,65 μm e 0,76 μm para os ciclos de 50, 75 e 100 forjamentos, respectivamente. Em termos de Rz os valores de rugosidade são: 0,99 μm , 1,07 μm , 2,19 μm , 2,16 μm e 2,41 μm .

Esses resultados indicam a degradação superficial das máscaras conforme o aumento dos ciclos de forjamento a que são submetidas e confirmam os resultados observados nas imagens mostradas nas Figuras 5.7 e 5.8.

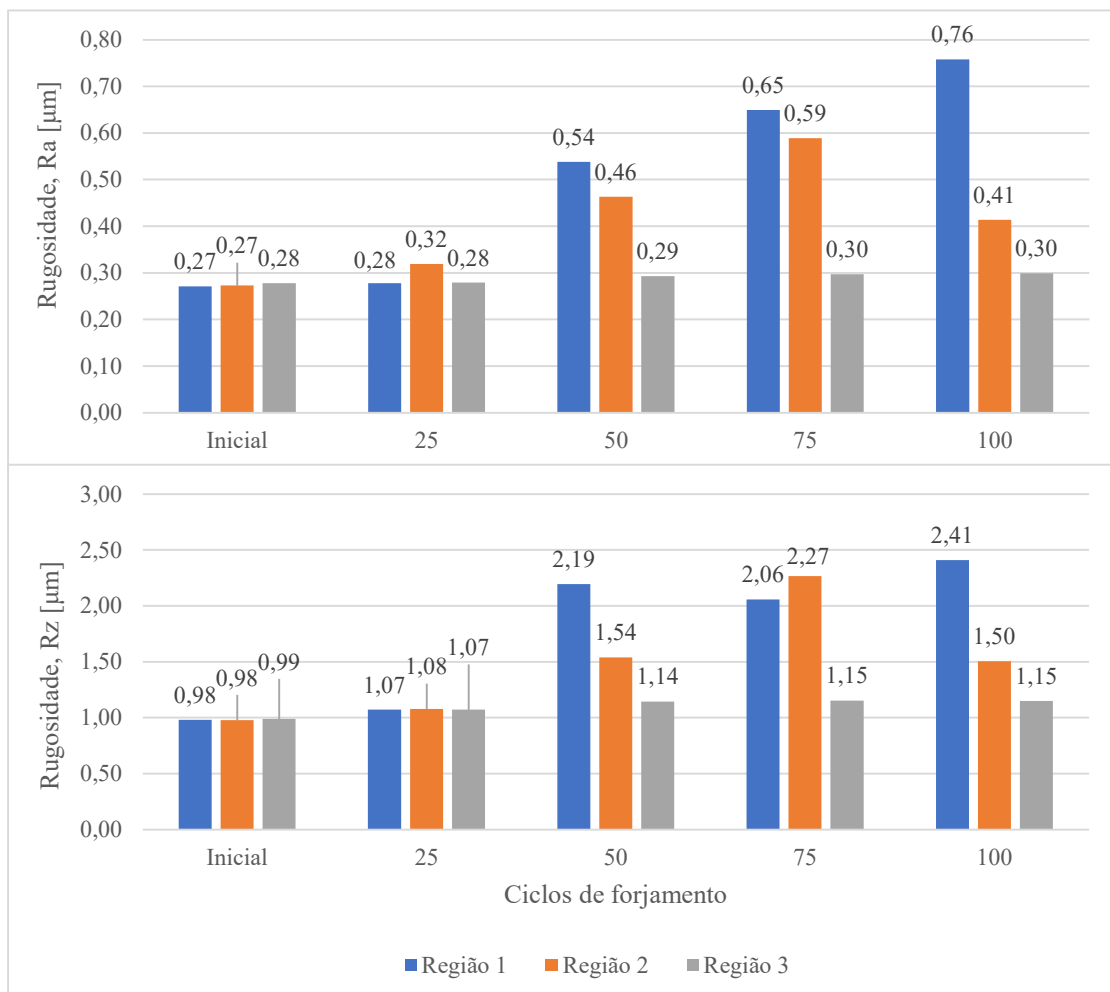
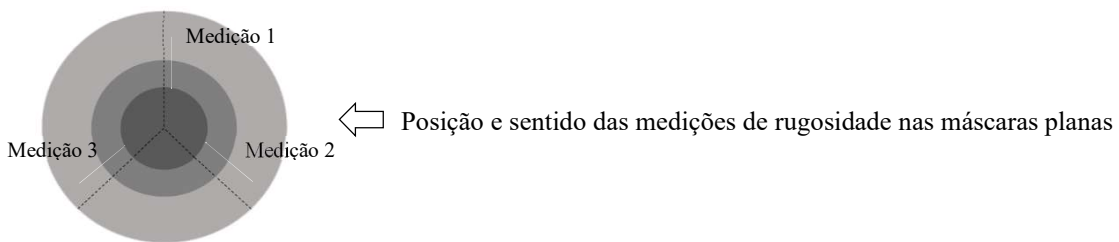


Figura 5.10 - Rugosidade Ra e Rz nas três diferentes regiões estudadas em cada máscara após os ciclos de forjamento e na condição inicial.

As micrografias mostradas na Figura 5.11, indicam que a microestrutura continua morfologicamente a ser bainítica na região 1 das máscaras após todos os ciclos de forjamento estudados, destaca-se essa região por ser a que sofre maior deformação e exposição a mecanismos de degradação. Apesar da microestrutura continuar apresentando a morfologia bainítica, quando comparadas aos valores do perfil de microdureza mostrado na Figura 5.12 é notável o amaciamento nessa região para valores entre 250 e 310 HV, indicando que ocorreu o revenimento da bainita.

A transformação bainítica ocorre a temperaturas relativamente elevada e durante a transformação inicia-se uma pequena recuperação (PADILHA e SICILIANO, 2005). Conseqüentemente, quando aços com microestrutura bainítica com baixo carbono são expostos a alta temperatura ($>700^{\circ}\text{C}$), ocorre uma pequena mudança durante a recuperação, assim como na morfologia e nas partículas de carbonetos. Ocorre um rápido amolecimento quando a estrutura da ferrita em forma de ripas muda para ferrita equiaxial. Ainda, a austenita retida se decompõem em perlita e pequenas regiões em partículas discretas de carbonetos e ferrita, conforme GARCIA-MATEO et al. (2004), SHNEIDERMAN (1978) e BHADESHIA (2018).

Ponto de análise nas máscaras planas

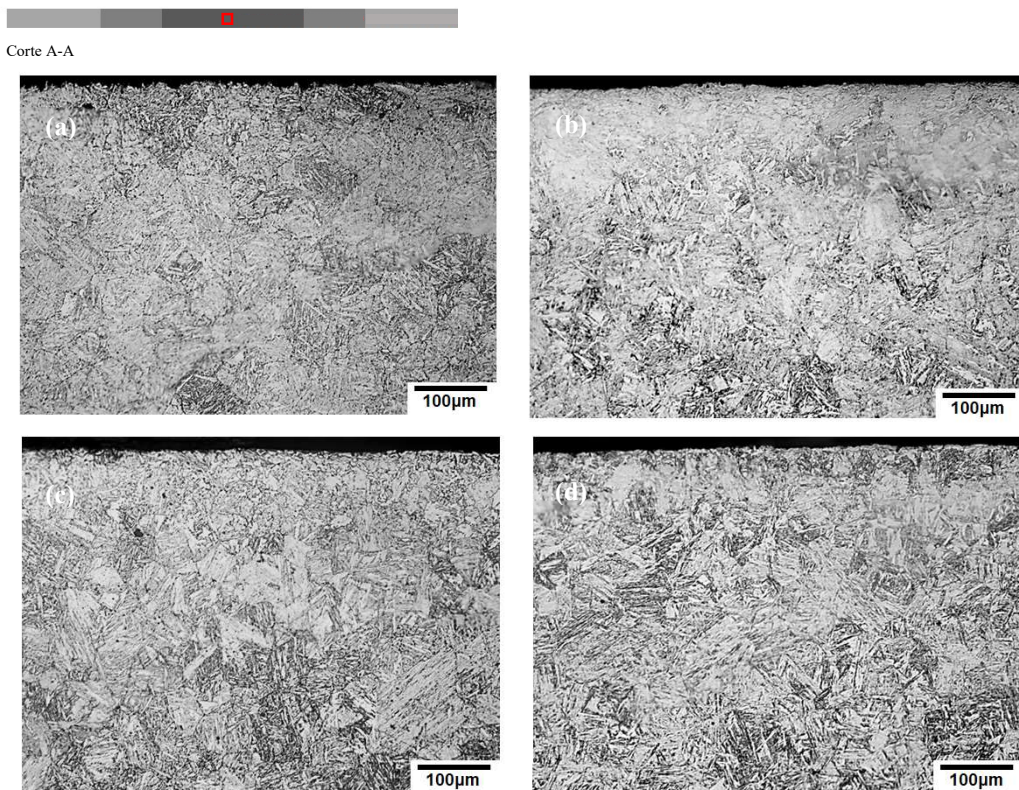


Figura 5.11 - Micrografias ópticas da região 1 (indicada) das máscaras planas após os ciclos de forjamento: (a) 25; (b) 50; (c) 75 e (e) 100. Nital 2%. Estrutura bainita revenida.

Como mostra a Figura 5.12, na delimitação correspondente a região 2 há uma grande variação dos valores de microdureza, iniciando com valores de 300 HV e terminando com 410 HV, valor próximo aos encontrados na região 3 que não entrou em contato com o *billet* durante o forjamento. Ou seja, por ser uma região intermediária, ela mostra como ocorre o amaciamento da região 3 para região 1.

Ainda, os resultados dos perfis de microdureza mostram que a região 1, inicialmente aquecida a 280°C, e que permaneceu em contato com o *billet*, inicialmente aquecido a 1100°C, por longos períodos de tempo (correspondentes aos ciclos de forjamento) sofreu maior redução nos valores de dureza, entretanto, independente do número de ciclos o perfil se manteve praticamente constante, com diferença inferior a 50 HV entre o ciclo de 25 e o de 100 forjamentos.

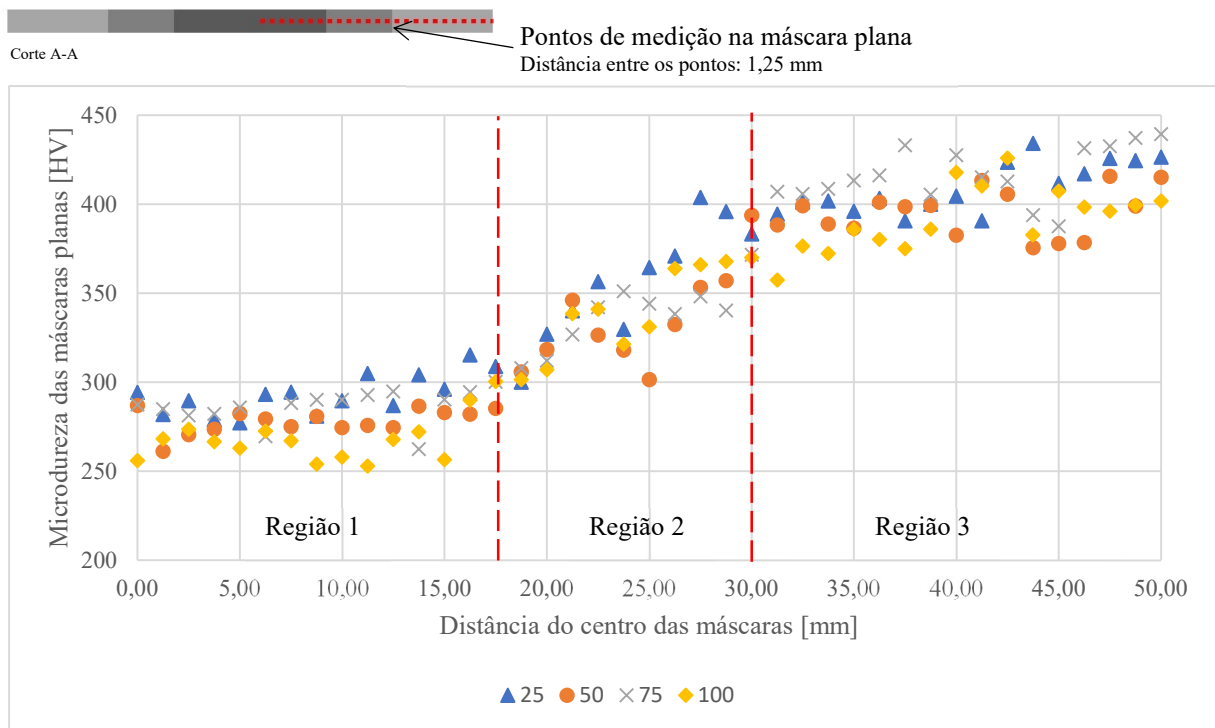


Figura 5.12 - Perfil de microdureza Vickers (HV) das máscaras planas após cada ciclo de forjamento.

A Figura 5.13 mostra imagens obtidas a partir de microscopia eletrônica de varredura (MEV) da superfície das máscaras planas na região 1. A Figura 5.13a mostra a superfície da máscara antes do forjamento e pode-se verificar que a máscara apresenta uma superfície regular; a partir do primeiro ciclo de forjamento (Figura 5.13b) observar-se que a máscara já apresenta características de desgaste abrasivo devido as marcas e arranhões formados paralelamente à direção de deslocamento das partículas (MARQUES et al., 2018).

A superfície da máscara após 50 ciclos de forjamento é mostrada na Figura 5.13c, é possível observar indícios de deslocamento do material. Com o aumento do número de forjamentos, aumenta também o contato da máscara com os óxidos formados pelo aquecimento do *billet* (carepa) e o desgaste abrasivo progrida (GRONOSTAJSKI et al., 2014). Na imagem é possível observar a fissuração superficial que acarretará a remoção de parte do material na superfície.

Nas superfícies das máscaras após 75 e 100 ciclos de forjamentos, mostradas nas Figuras 5.13d e e, é possível observar o aparecimento de trincas superficiais. Os resultados dos perfis de microdureza, que mostram uma redução expressiva na região 1, o aparecimento das trincas indica que ocorreu a deformação plástica da superfície. Nos processos de forjamento, esse tipo de desgaste ocorre quando a tensão na matriz excede a tensão de escoamento do material MARQUES et al., (2018). A espessura da máscara, os ciclos térmicos a que foram submetidas durante o processo de forjamento e o perfil de microdureza, mostrado na Figura 5.12, formam as condições favoráveis ao aparecimento do desgaste por deformação plástica. Ainda, é possível identificar as irregularidades superficiais e o deslocamento oriundos da combinação do desgaste abrasivo nos dois ciclos, como indicado nas imagens.

Ponto de análise nas máscaras planas



Corte A-A

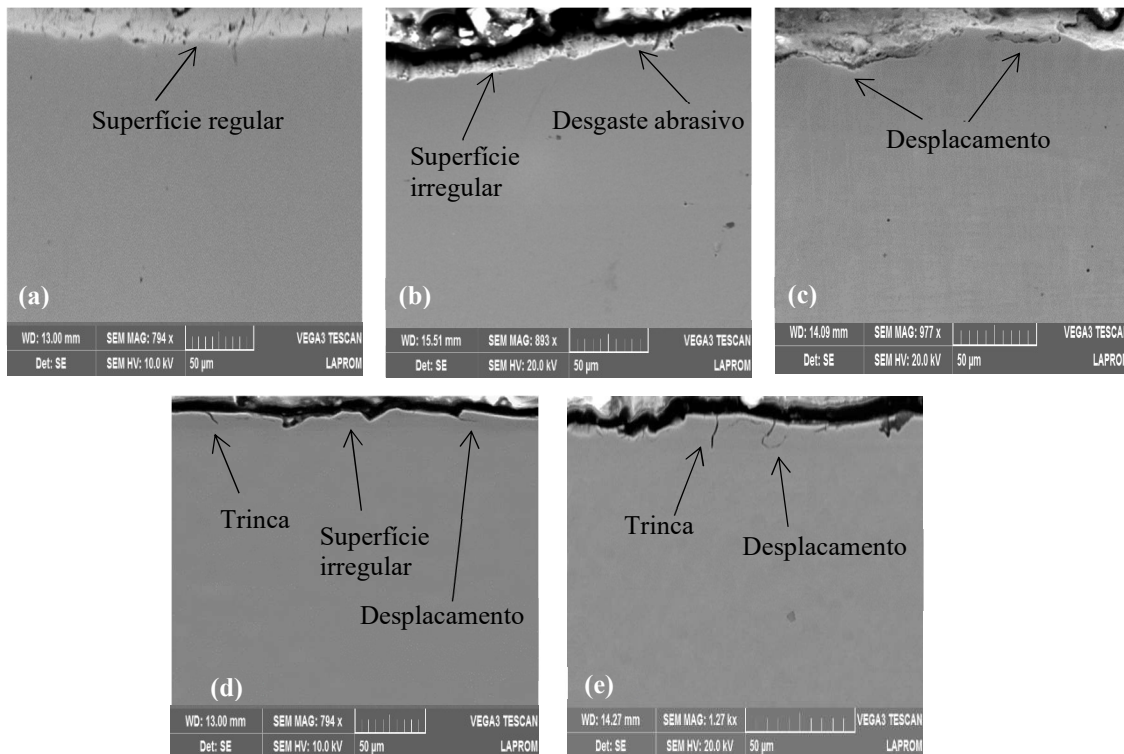


Figura 5.13 – Micrografias obtidas por microscopia eletrônica (MEV) das superfícies das máscaras planas (indicada) após cada ciclo de forjamento: (a) Condição inicial; (b) 25; (c) 50; (d) 75 e (e) 100 ciclos de forjamento.

A temperatura adquirida à 10 mm da superfície da matriz de forjamento para 5 ciclos é mostrada na Figura 5.14. Inicialmente a temperatura da matriz é de 226,8°C, sem o uso da máscara a temperatura ao final dos 5 ciclos é de 238,2°C, um aumento de 11,4°C; já com a utilização da máscara, a temperatura inicial é 226°C e ao final dos 5 ciclos é de 234°C, um aumento de 8°C. A diferença com e sem o uso da máscara é de 3,4°C e os 5 ciclos em cada uma das situações dura 1 min e 30 s. Os resultados são coerentes aos encontrados por YU et al., (2019), onde para um ciclo de 40 forjamentos a diferença com e sem a utilização de uma máscara de 22MnB5 de 1 mm de espessura foi de 11°C. Entretanto, os resultados de ZOTTIS et al., (2017), mostram que é possível a redução de até 106°C, quando uma máscara de 1,5 mm é colocada sobre uma matriz aquecida a 150°C e a compressão de um *billet* por 42 segundos é realizada.

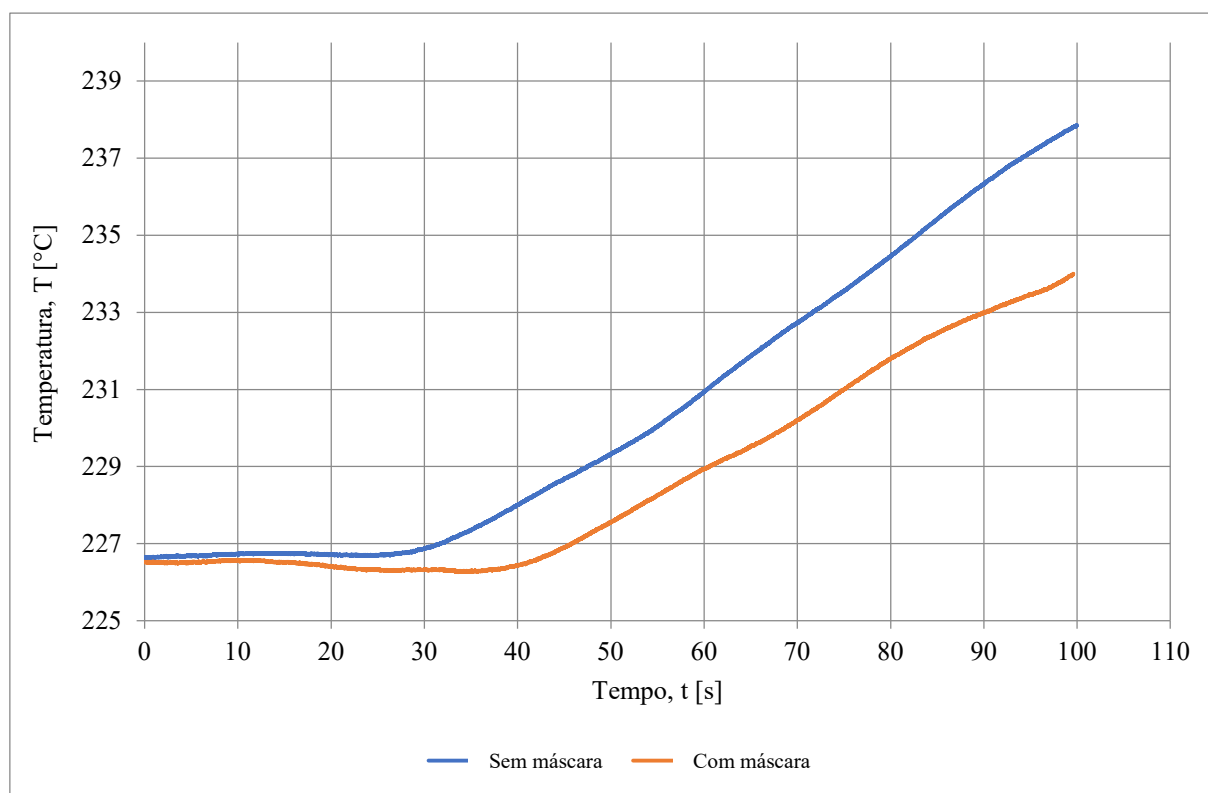
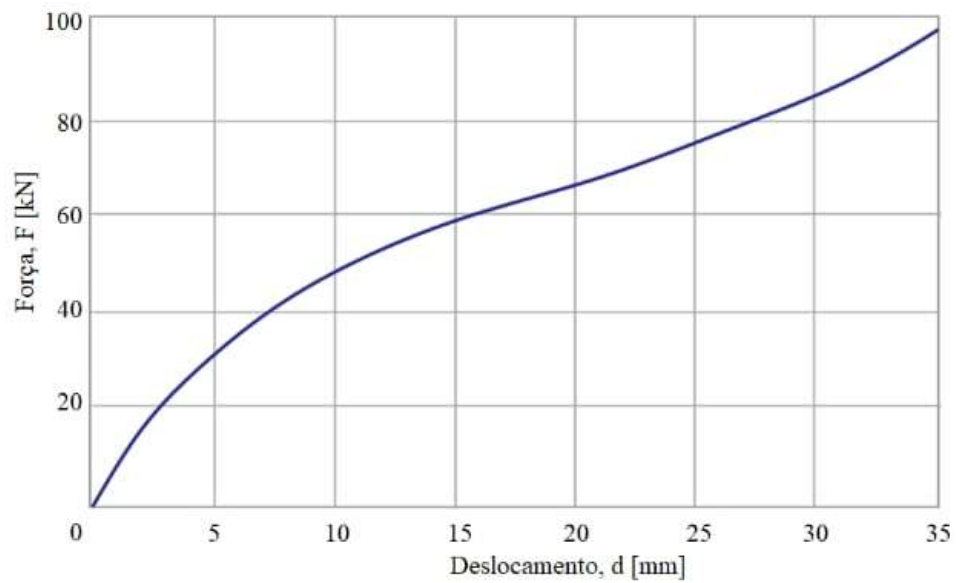


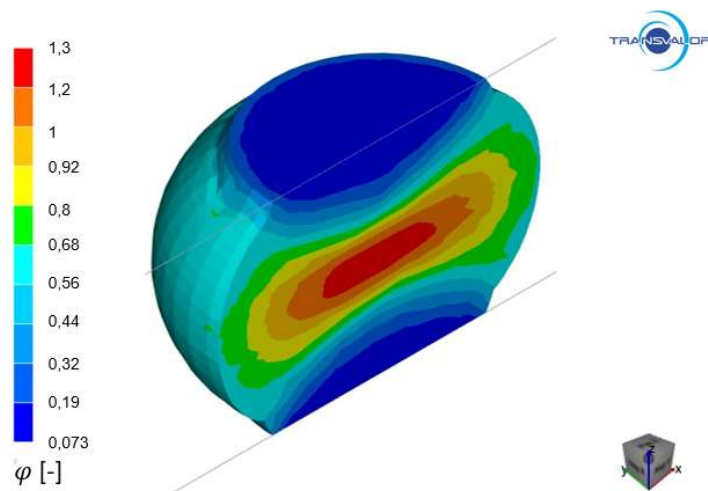
Figura 5.14 - Variação da temperatura *versus* tempo no interior da matriz de forjamento com e sem a utilização da máscara plana para 5 ciclos de forjamento.

Na Figura 5.15 são mostrados o gráfico experimental de força *versus* deslocamento e o resultado numérico para deformação verdadeira de um *billet* utilizado no processo de forjamento com a utilização da máscara metálica. Os gráficos experimentais de força *versus* deslocamento com e sem a utilização das máscaras metálicas não apresentaram diferença, assim, é mostrado, apenas, o com a utilização da máscara. A força necessária para a redução

em 50% de altura do *billet* é 980kN. A Figura 5.15b é possível observar que a maior deformação é de 1,3 no centro do *billet* e mínima no contato com as matrizes, sendo de 0,07.



(a)



(b)

Figura 5.15 – (a) Força *versus* deslocamento para o forjamento experimental de uma peça sobre a máscara plana e (b) deformação verdadeira da peça forjada.

5.3 Aplicabilidade das máscaras axiais no forjamento em matriz fechada

Neste tópico serão abordados os resultados dos testes experimentais para determinação dos raios das ferramentas e demais parâmetros de estampagem a quente para fabricação das máscaras axiais e, em seguida, realizada a análise da aplicabilidade da máscara no forjamento a quente.

5.3.1 Determinação dos parâmetros de estampagem

Os testes para a determinação dos raios do punção e da matriz de estampagem foram listados na Tabela 4.3. Nas duas primeiras tentativas as chapas apresentaram fraturas na zona de canto do punção, isso pode ocorrer quando o coeficiente de estampagem é muito próximo a relação mínima de estampagem e os raios do canto da matriz e do punção são insuficientes e agem como concentradores de tensão (RODRIGUES e MARTINS, 2010). A Figura 5.16 mostra as fraturas nos testes iniciais utilizando a pressão de atuação do prensa-chapas de 2 MPa.



Figura 5.16 - Fratura na zona do canto do punção: (a) Raios da matriz e do punção de 6mm; e (b) Raio da matriz de 6mm e do punção de 8mm.

O terceiro teste, onde os raios da matriz e do punção são de 8 mm, mostrou-se eficaz até alturas externas, do início da zona do fundo do copo até a zona da aba, de 20 a 23 mm. Este resultado pode ser atribuído a redução da concentração de tensões e deformações locais exageradas. Como mencionado no estudo realizado por BATALHA (2015), raios maiores permitem a distribuição homogênea das tensões ao longo da chapa. A altura de 22mm foi considerada satisfatória para fabricação das máscaras.

As Figuras 5.17 e 5.18 mostram que a influência da atuação ou não do prensa chapas na ocorrência de fraturas na zona do canto do punção nos dois testes iniciais. Nas chapas estampadas sem atuação do prensa chapas, para altura máxima sem ruptura, observa-se a formação de rugas na zona da aba (Figura 5.17a e 5.18a); já com atuação do prensa chapas, (Figuras 5.17b e 5.18b) com pressão nominal de 2 MPa.

Em ambos os casos é possível observar marcas de cisalhamento radial, sendo que o raio do canto da matriz afetou diretamente a relação de estampagem, devido a concentração de tensões, pois em ambos os casos as alturas externas obtidas a partir da zona do fundo do copo até a zona da aba não ultrapassaram 6mm, ou seja, a peça permanece na zona cônica de estampagem. Assim, é possível comprovar que a atuação ou não do prensa chapas não influencia na eficiência dessas geometrias no processo de estampagem.



Figura 5.17 - Comparação da atuação de diferentes pressões de atuação no prensa chapas para matriz e punção com raios de 6mm: (a) Pressão 0MPa e (b) Pressão 2 MPa.



Figura 5.18 - Comparação da atuação de diferentes pressões de atuação no prensa chapas para matriz com raio de 6mm e punção com raio de 8mm: (a) Pressão 0MPa e (b) Pressão 2MPa.

Como mencionado no Capítulo 2, na estampagem a quente há a necessidade de aquecimento das chapas para que ocorra a queda da resistência mecânica e o aumento da ductibilidade provenientes da austenitização. A queda de temperatura que ocorre na

transferência da geratriz até a prensa e durante o processo de estampagem tem grande impacto nas propriedades da fase austenítica e na transformação de fase. Diante disso, o aumento da velocidade de atuação da ferramenta diminui a exposição da chapa ao resfriamento ao ar e no contato com a matriz, diminuindo a oxidação superficial. A Figura 5.19 mostra a superfície interna das máscaras estampadas com as velocidades máxima e mínima da prensa.

É evidente a melhora na qualidade superficial devido a redução da camada de óxido quando é utilizada a velocidade máxima de 19,5 mm/s. Esse resultado é imprescindível quando se considera que após a estampagem a chapa será utilizada como máscara sobre uma matriz de forjamento onde a redução do atrito superficial entre a máscara e o *billet* torna-se fundamental para a conformação.

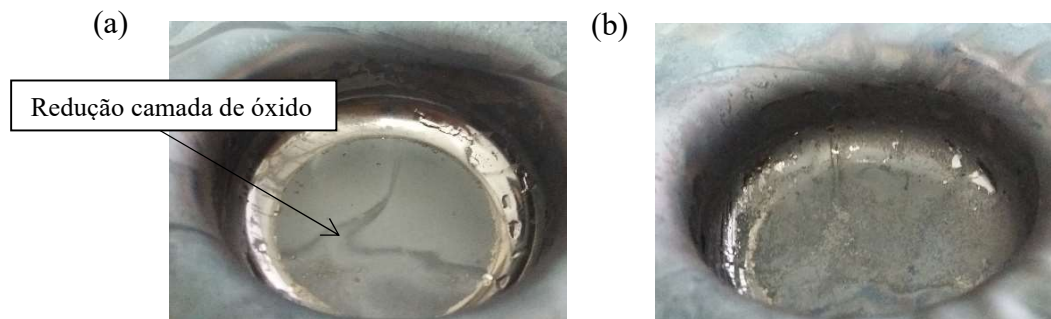


Figura 5.19 - Comparação da superfície das chapas para matriz com raio e punção com raio de 8mm. Velocidade de atuação do punção: (a) 19,5mm/s e (b) 10mm/s.

Na Figura 5.20 é mostrado o perfil de resfriamento da geratriz durante o processo de estampagem, o registro pôde ser realizado até o momento onde ocorre a quebra do termopar e não até o final do processo. No momento de abertura da porta do forno, a geratriz encontrava-se a 1038 °C. Após o contato entre a geratriz (725 e 700 °C) e a matriz de estampagem em temperatura ambiente a taxa de extração de calor da chapa aumenta, sendo que durante o processo de estampagem a velocidade de resfriamento da geratriz também esteve entre as curvas de resfriamento de 27° e 15 °C/s, assim como a máscara axial durante o tratamento térmico, onde ocorre a transformação bainítica.

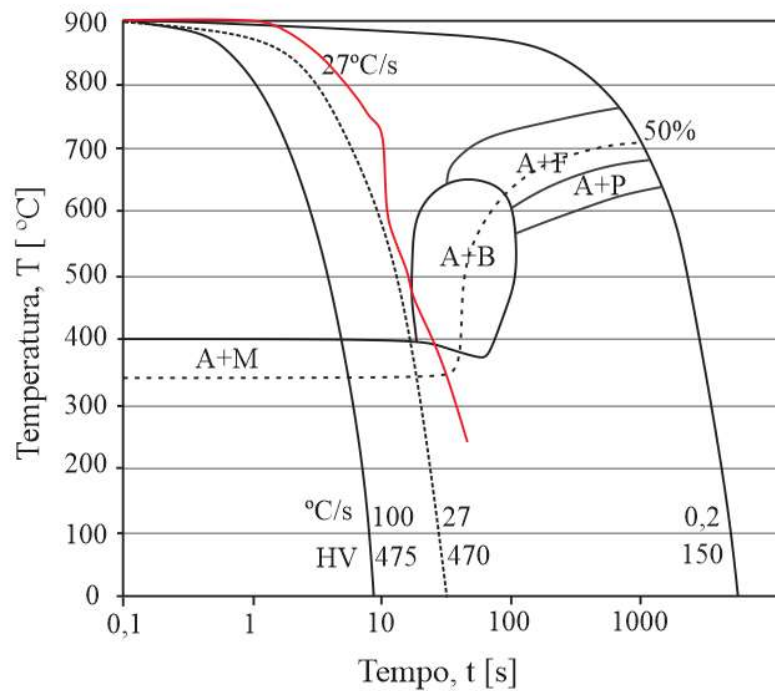


Figura 5.20 - Curva de resfriamento média (vermelha) para a chapa de aço 22MnB5 aquecidas a 1100°C até o momento da conformação.

A Figura 5.21 mostra as micrografias em diferentes regiões da máscara axial onde é possível verificar que, como na máscara plana, a microestrutura resultante do processo de estampagem é bainítica.

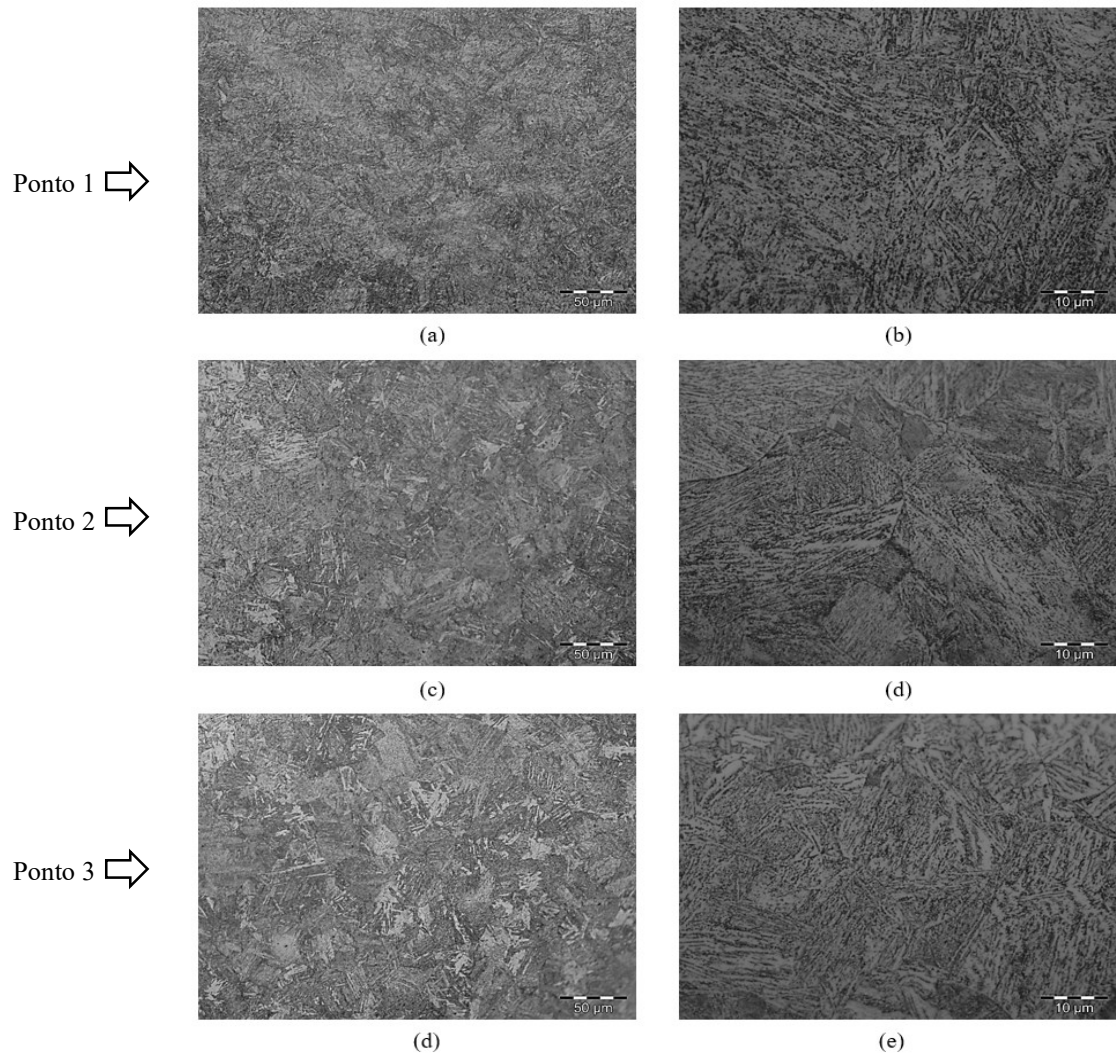
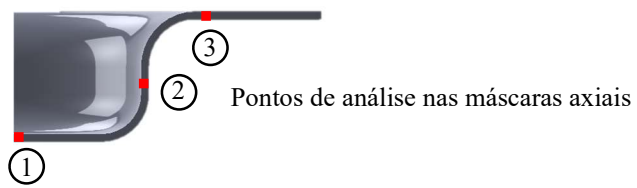


Figura 5.21 – Micrografias ópticas de diferentes pontos (indicados) da chapa após a estampagem. Nital 2%. Estrutura bainítica.

A conformação a quente é um método eficaz de reduzir o retorno elástico oriundo do processo de estampagem de aços de alta resistência (GORNI, 2010). Em conformidade com a literatura o resultado obtido foi retorno elástico angular negativo, menor que 1° , conforme mostra a Figura 5.22, que é favorável a obtenção da precisão geométrica necessária para o acoplamento das máscaras na matriz de forjamento.



Figura 5.22 - Resultado do retorno elástico angular negativo de 0,8°.

A comparação com outros trabalhos somente pode ser analisada em termos de tendências, visto que, não puderam ser localizados outros estudos para o mesmo material conformado em geometria axial e nas mesmas condições de ensaio. No geral, nos estudos encontrados o retorno elástico é analisado apenas em geometrias planas (tiras) que comprovam um retorno elástico muito inferior aos encontrados na estampagem a frio (YAGIMOTO e OYAMADA, 2005; YAGIMOTO e OYAMADA, 2005; MERKLEIN e LECHER, 2016; LISBOA, 2019; KANNO, 2016).

A Figura 5.23 mostra a chapa metálica (geratriz) e a peça depois de estampada, em corte transversal, ainda sem o jateamento por esferas de vidro. São destacadas as áreas da zona da aba e do fundo do copo que serão discutidas nos resultados de simulação numérica.

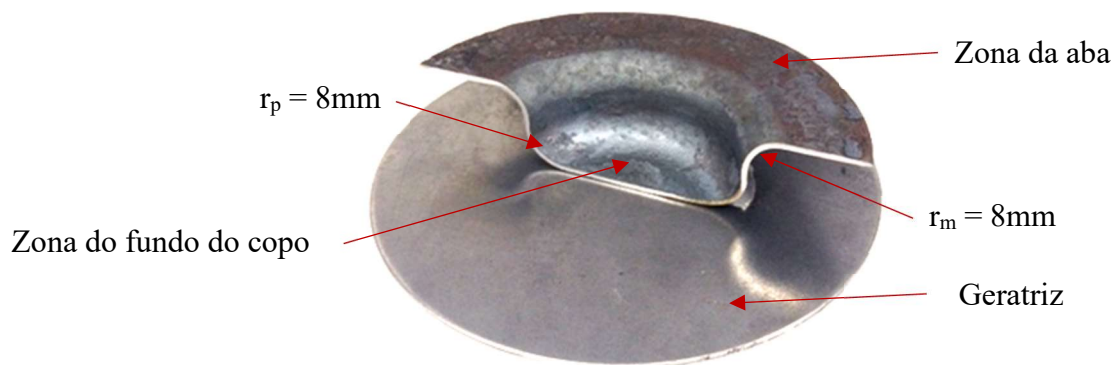


Figura 5.23 - Geratriz e peça estampada após corte transversal.

Os resultados numéricos do processo de estampagem são mostrados na Figura 5.24. Onde, a Figura 5.24a corresponde a montagem para o início da operação de estampagem, onde o punção avançará em direção à chapa com uma velocidade de 19,5 mm/s, o prensa chapas aplicará uma pressão de 2 MPa, e o punção uma força de 80 kN que irá empurrar a chapa em direção à matriz. Devido a uma dificuldade inicial de ajuste do modelo numérico, esses

parâmetros de estampagem foram todos determinados experimentalmente e inseridos no software apenas para análise da deformação verdadeira durante o processo de estampagem.

A 1ª fase de estampagem inicia-se, Figura 5.24b, com o avanço do punção, a área da peça vai aumentando, dando origem a uma configuração cônica na região da folga. Essa alteração na forma só é possível devido à perda de espessura na zona do fundo do copo e do canto do punção em consequência da deformação plástica nessas zonas, descritas na revisão de literatura sobre o processo de estampagem.

O movimento progressivo do punção leva a sollicitação da zona da aba, sendo a transmissão de forças feita pela zona cônica que está se desenvolvendo. Este modo de deformação continuará até que se atinja na zona da aba condições para que o material entre em deformação plástica (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

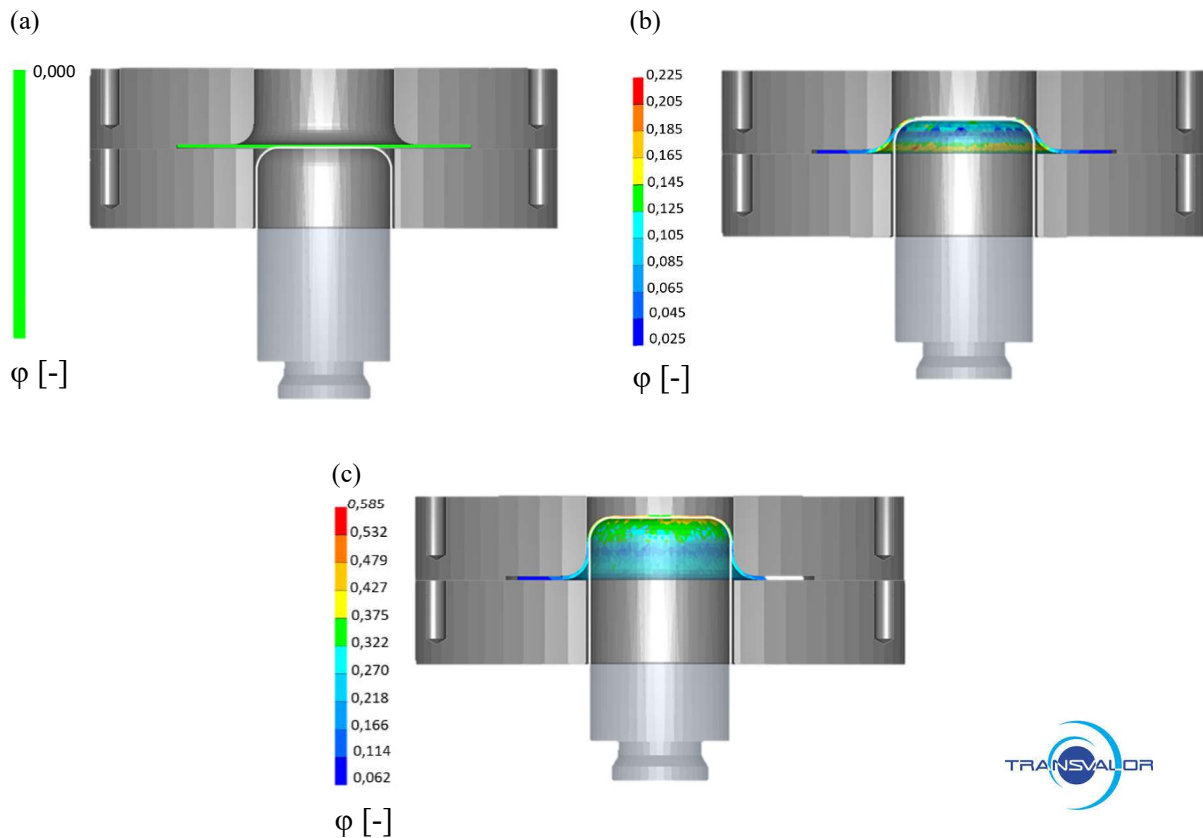


Figura 5.24 – Resultados numéricos de deformação verdadeira para as 3 principais etapas do processo de estampagem: (a) Montagem no software para início da operação de estampagem; (b) 1ª fase de estampagem; e (c) final do processo de estampagem.

O resultado numérico da peça estampada é mostrado Figura 5.25, os pontos 1 e 2 são áreas de contato entre o prensa chapa e a matriz, respectivamente, nessa região a deformação

é relativamente baixa, em torno de 0,06. O ponto 3 é a região de contato entre a chapa e o canto da matriz onde ocorre o dobramento, sendo uma região de alta deformação, para o caso estudado a deformação variou entre 0,27 a 0,32. No ponto 4 ocorre o contato das superfícies laterais do punção e da matriz, nessa região ocorre a perda de espessura devido à combinação entre efeitos de estiramento e dobramento instantâneas, tendo uma variação em deformação entre 0,32 a 0,37. O ponto 5 é semelhante ao 3, área de alta deformação, variando de 0,37 a 0,47. No ponto 6, contrariando o descrito na literatura por RODRIGUES e MARTINS (2010), foi a região que sofreu maior deformação, variação entre 0,47 a 0,58, que acredita-se ter ocorrido devido ao estiramento dessa região, na falta de solicitação da zona da aba, para a estampagem até a profundidade estabelecida.

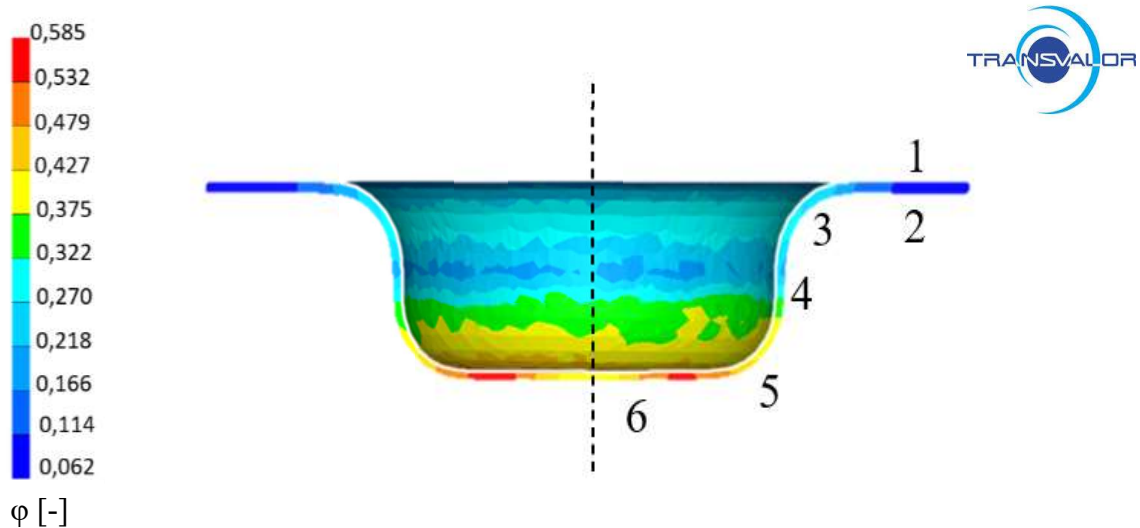


Figura 5.25 – Resultado numérico de deformação verdadeira para a peça estampada (máscara axial).

5.3.2 Análise da aplicabilidade das máscaras axiais

As máscaras axiais após cada um dos ciclos de forjamento a que foram submetidas são mostradas na Figura 5.26. É possível observar que as máscaras dos ciclos de 25 e 50 forjamentos, apresentaram trincas na região da flange. Na Figura 5.26a, mostra uma pequena trinca (destacada), iniciada logo após o final do raio (r_1), na região final do preenchimento da cavidade no canal de rebarba. A Figura 5.26b, mostra a máscara após 50 forjamentos, a trinca se inicia na mesma região da máscara utilizada no ciclo de 25 forjamentos, porém se propaga até o final da flange. As Figuras 5.26c e d, mostram imagens das máscaras utilizadas para os ciclos de 75 e 100 forjamentos, que não apresentaram trincas identificáveis macroscopicamente.

Em todas as máscaras é possível verificar a alteração de forma da zona da aba da máscara, acredita-se que ela se origina por uma combinação de fatores: a força para forjamento da peça é aplicada somente até o final de r_1 e, como a peça forjada não possui rebarba (preenchimento acontece até o início do canal de rebarba), não há restrição ao movimento da flange (zona da aba) que se movimenta e deforma por presso-flexão (RODRIGUES e MARTINS, 2010).

A presso-flexão que origina a movimentação da zona da aba combinada as tensões tangenciais de tração atuantes, são fatores que contribuem para o aparecimento das trincas nas máscaras utilizadas nos ciclos de 25 e 50 forjamentos. No entanto, acredita-se que as trincas foram originadas, principalmente, por defeitos originados no processo de estampagem, tais como, pequenas ondulações na zona da aba.

A descentralização das cavidades mostradas nas Figuras 5.26a e c, foram originadas no processo de estampagem e não são relacionadas aos ciclos do processo de forjamento.

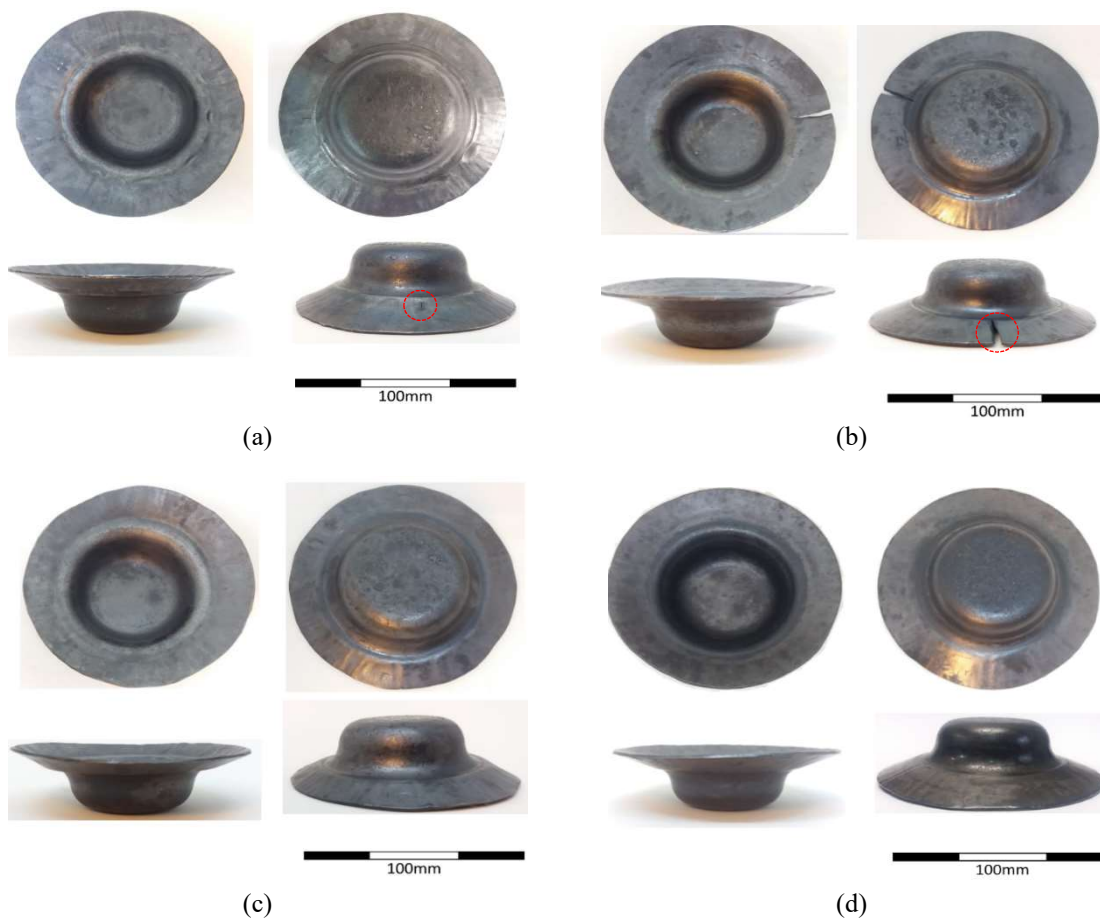


Figura 5.26 – Máscaras axiais após os ciclos de forjamento: (a) 25; (b) 50; (c) 75 e (d) 100 ciclos.

A Figura 5.27 mostra a superfície da máscara submetida a 25 ciclos de forjamento, com magnificação de 20x. As imagens 5.27a e b mostram os pontos centrais externo e interno da máscara (zona do fundo do copo), comparando as imagens é possível perceber a perda da integridade superficial do centro externo, que devido à falta de lubrificação sofreu desgaste abrasivo severo, devido a remoção progressiva e acúmulo da camada de óxido na interface máscara-matriz.

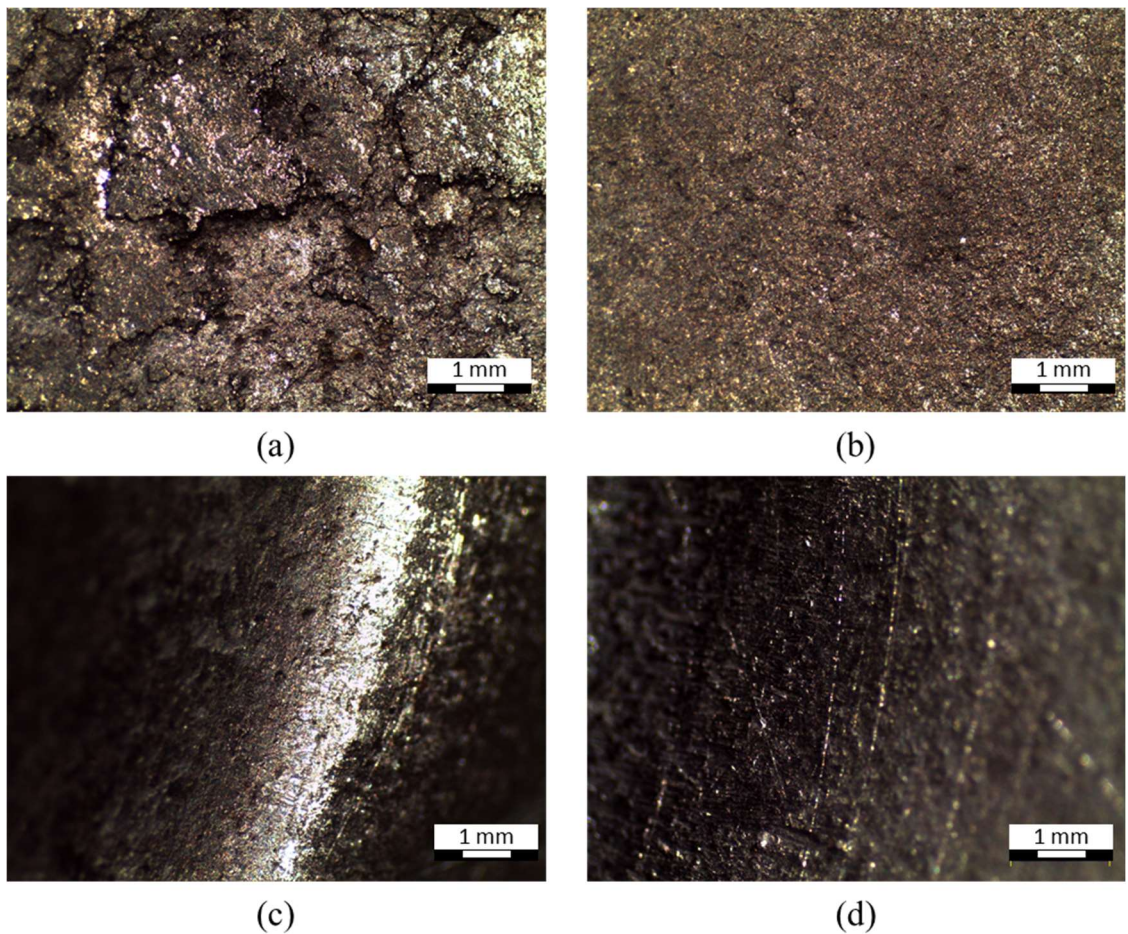


Figura 5.27 – Máscara metálica após 25 ciclos de forjamento: (a) Centro externo; (b) Centro interno; (c) r_2 externo e (d) Região da rebarba. Magnificação 20x.

Na Figura 5.27c é mostrado o raio superior, r_2 (originário do raio do canto do punção, r_p). Nela é possível observar as ranhuras no sentido do escoamento do material, ocorrido na parte interna, característicos da abrasão originada pela movimentação entre a máscara e a matriz durante o forjamento GRONOSTAJSKI et al. (2014). Algumas ranhuras, no entanto, menos severas, podem ser observadas na Figura 5.27d, que corresponde a região denominada “região da rebarba”; essa região é a área imediatamente após o r_1 , característica do

processo de forjamento, a peça final preenche a matriz até 4 mm após r_1 (canal de saída de rebarba).

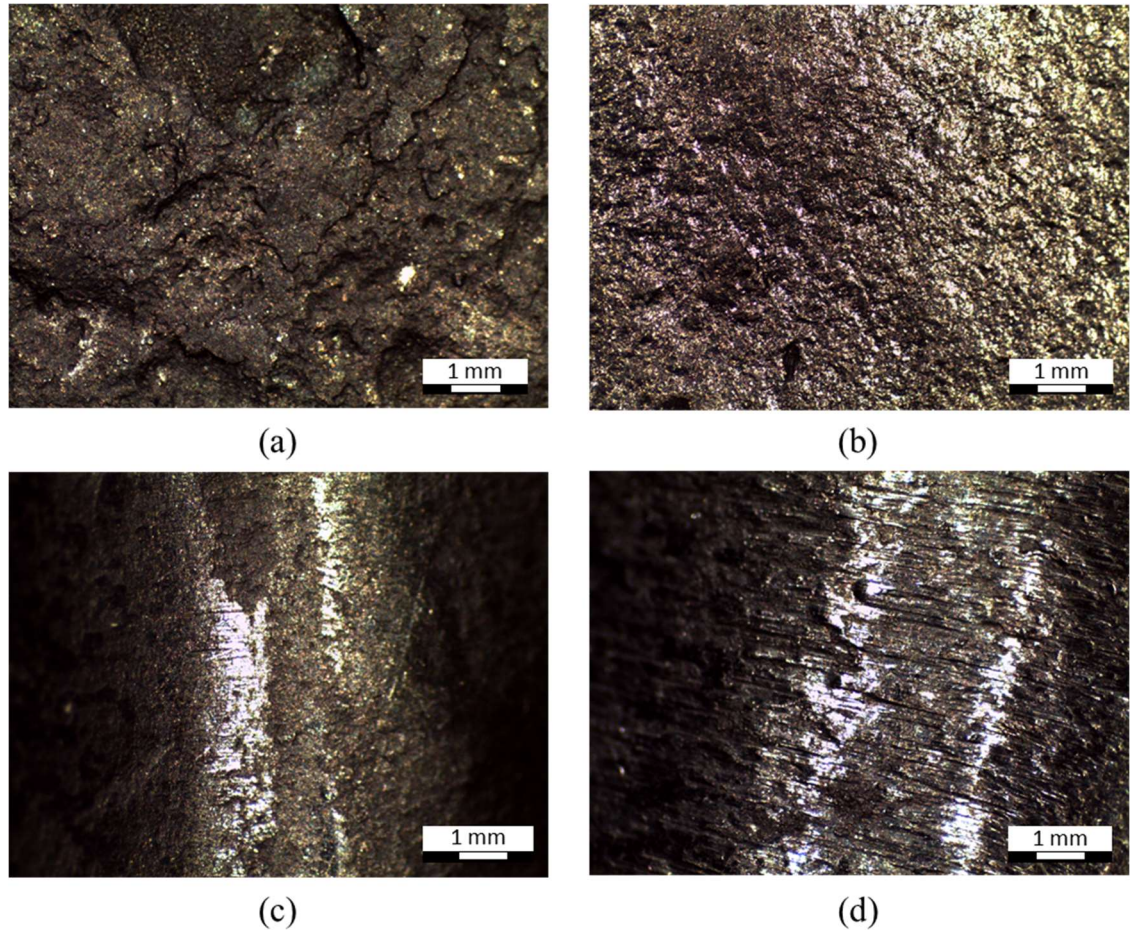


Figura 5. 28 – Máscara metálica após 50 ciclos de forjamento: (a) Centro externo; (b) Centro interno; (c) r_2 externo e (d) Região da rebarba. Magnificação 20x.

Os pontos centrais externo e interno de todas as máscaras apresentam o mesmo perfil de degradação superficial e essa degradação é progressiva conforme o aumento no número de ciclos de forjamento.

A partir do ciclo de 50 forjamentos, no r_2 externo é possível observar o início do arrancamento de material na superfície da máscara em contato com a matriz, Figura 5.28c, que é progressiva para os outros ciclos de 75 e 100 forjamentos, como é mostrado nas Figuras 5.29c e 5.30c.

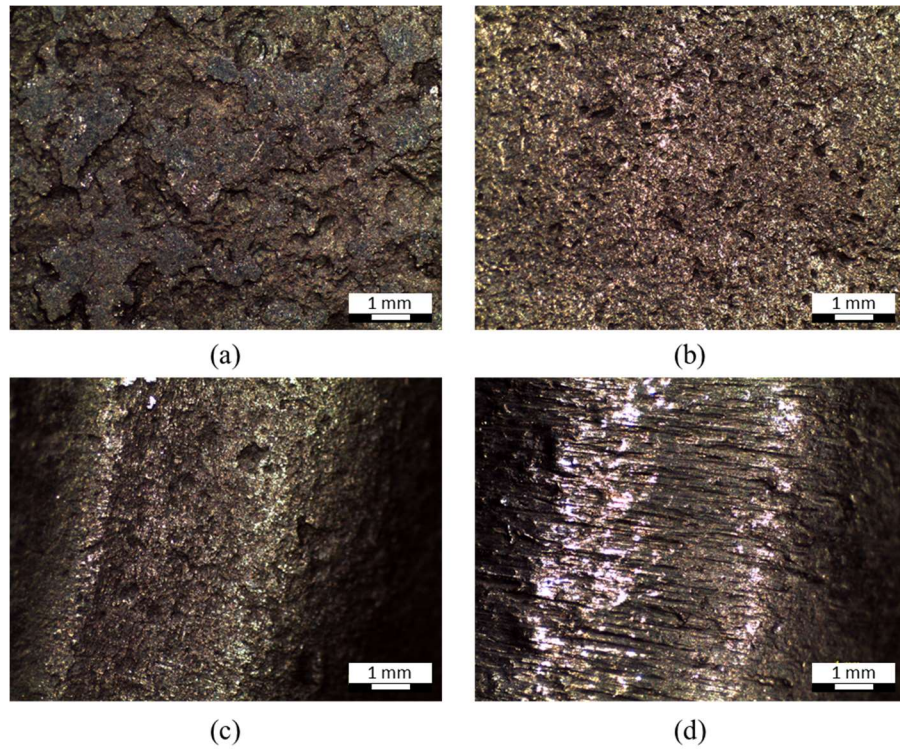


Figura 5. 29 - Máscara metálica após 75 ciclos de forjamento: (a) Centro externo; (b) Centro interno; (c) r_2 externo e (d) Região da rebarba. Magnificação 20x.

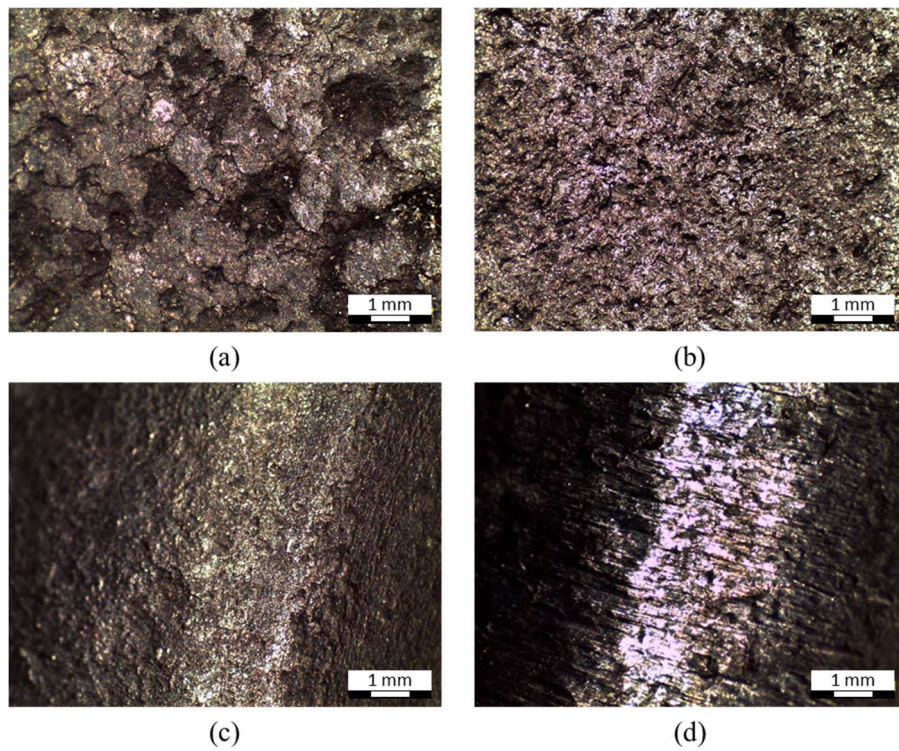


Figura 5. 30 - Máscara metálica após 100 ciclos de forjamento: (a) Centro externo; (b) Centro interno; (c) r_2 externo e (d) Região da rebarba. Magnificação 20x.

A região da rebarba apresenta ranhuras bem delimitadas na direção de escoamento do material forjado e há também marcas de arrancamento, como mostram as Figuras 5.28d, 5.29d e 5.30d.

Esses foram os mecanismos de falha e identificação dos tipos de desgaste que puderam ser observados até a magnificação de 20 vezes. Outras análises serão realizadas em conjunto com os resultados mostrados a seguir.

A máscara utilizada no ciclo de 100 forjamentos é mostrada na Figura 5.31a, nela estão marcados os pontos de medição da espessura que são os mesmos para as outras máscaras. Um total de 15 medições foram realizadas e repetidas 3 vezes, assim, os valores mostrados no gráfico (Figura 5.31b) são a média dessas medições.

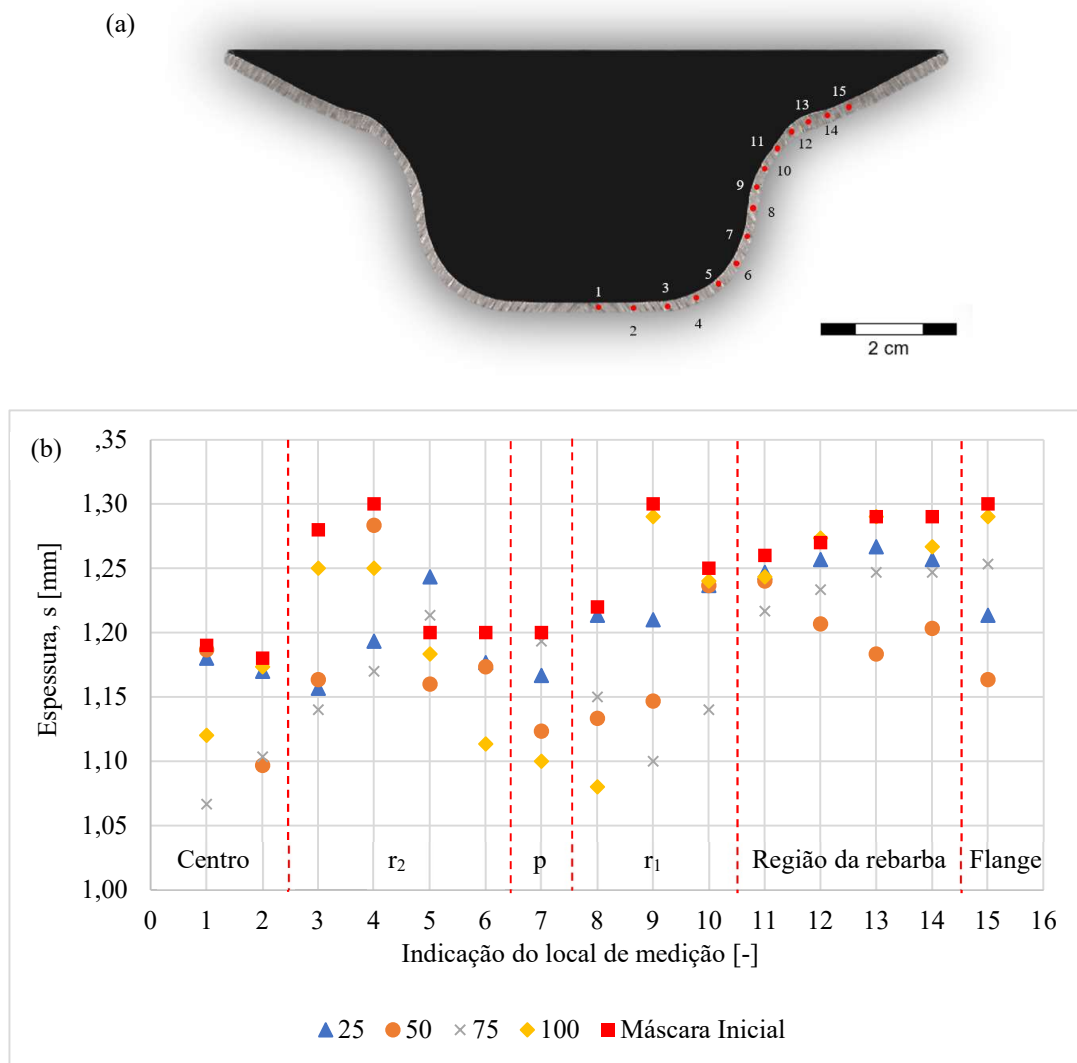


Figura 5.31 - Variação de espessura das máscaras axiais em diferentes regiões: (a) Indicação dos pontos de medição na máscara seccionada transversalmente e (b) Valores das espessuras das máscaras utilizadas em cada ciclo de forjamento.

Seis regiões da máscara são destacadas para melhor compreensão dos resultados. No centro, a espessura inicial das máscaras é 1,18 mm, e a maior redução de espessura ocorreu na máscara utilizada para 75 forjamentos, 1,07 mm, seguida pela de 100, 1,12 mm. Já as máscaras de 25 e 50 ciclos sofreram pouca redução, sendo 1,19 mm o valor nominal.

Os valores sofrem um aumento no início da região do r_2 e diminuem no final, tanto na máscara inicial, quanto nas utilizadas em todos os ciclos. Sendo o valor máximo na condição inicial de 1,3 mm e mínimo de 1,2 mm no final de r_2 . A maior redução de espessura nessa região ocorreu na máscara de 75 forjamentos, 1,14 mm, no início; e na máscara de 100 forjamentos no final de r_2 , 1,11 mm.

Na região denominada “parede” da máscara, a espessura inicial é 1,2 mm, e apresenta redução progressiva com o aumento dos ciclos de forjamento, sendo o mínimo de 1,10 mm para a máscara utilizada no ciclo de 100 forjamentos, aqui, excepcionalmente a máscara utilizada no ciclo de 75 forjamentos mantém a espessura inicial, 1,19 mm.

Em r_2 ocorre um aumento de espessura no centro do raio, a espessura inicial aumenta para 1,3 mm; a máscara do ciclo de 50 forjamentos para 1,15 mm e a máscara de 25 ciclos segue o mesmo perfil, 1,21 mm. Já a máscara de 75 ciclos sofre uma redução para 1,10 mm e a de 100 um aumento para 1,29 mm.

Na região da rebarba e da flange, todas as máscaras, exceto a submetida a 50 ciclos, apresentam o mesmo perfil de espessura, que tendem a espessura inicial da chapa (1,3 mm). A máscara utilizada no ciclo de 50 forjamento apresenta uma redução de espessura nessa região em comparação a espessura inicial, o que mostra que ocorreu a estricção da flange (zona da aba) durante o forjamento, e pode ser um dos fatores que levaram ao surgimento da trinca mostrada na Figura 5.26b.

A variação de espessura da máscara inicial segue a estimativa qualitativa descrita por RODRIGUES e MARTINS (2010) para uma estampagem cilíndrica a frio. Embora ocorra a variação de espessura das máscaras nos diferentes ciclos de forjamento, ambas seguem o mesmo perfil, exceto a submetida a 50 ciclos, onde a maior diferença entre as medições é 0,22 mm.

Na Figura 5.32 são mostrados os resultados dos testes de rugosidade que indicam a remoção gradual do material e a perda da qualidade superficial com o aumento do número dos ciclos de forjamento em todas os pontos estudados nas máscaras axiais, conforme indica a rugosidade média (R_a) e R_z . São mostrados os valores de R_a e R_z para quatro diferentes pontos: centro interno (C_i), centro externo (C_e), r_{1i} e r_{2e} , conforme indicado na imagem guia de

posicionamento no topo dos gráficos. Na máscara inicial, a rugosidade média (Ra) é de 2,11 μm , 4,08 μm , 5,56 μm e 4,30 μm , respectivamente. Já para Rz os valores são: 15,17 μm , 28,01 μm , 29,62 μm e 25,57 μm , respectivamente, sendo os valores mais altos os medidos na parte externa, Ce e r_{2e}.

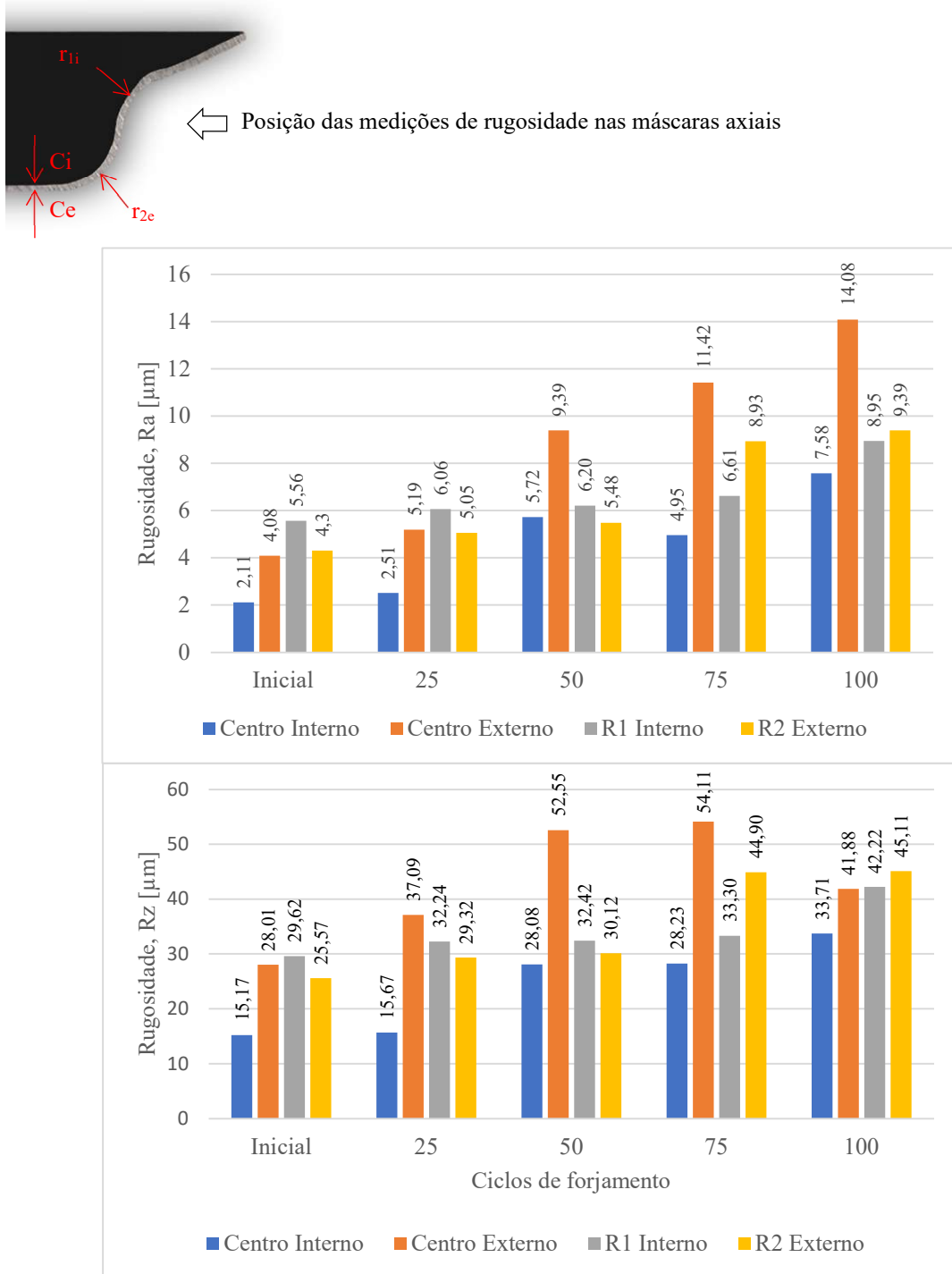


Figura 5.32 - Rugosidade Ra e Rz nas quatro diferentes regiões indicadas em cada máscara após os ciclos de forjamento e na condição inicial.

O centro externo, Ce, apresenta os maiores valores nos perfis estudados, chegando à Rugosidade média (Ra) a $14,08\mu\text{m}$ na máscara submetida a 100 ciclos e ao valor de $54,11\mu\text{m}$ em Rz para a máscara de 75 ciclos de forjamento. Considerando que Rz é distância média entre os 5 picos mais altos e os 5 vales mais profundos, dentro de um comprimento medido (ISO 4287), e ainda, comparando esse valor as imagens mostradas nas Figuras 5.27 a 5.30 é possível perceber a acentuada irregularidade superficial da região. Apesar de Rz, nessa região, para a máscara submetida a 100 ciclos, $42,22\mu\text{m}$, ser menor que no ciclo de 75 forjamentos, $11,42\mu\text{m}$, a rugosidade média (Ra) mostra que a degradação superficial é mais acentuada para o ciclo de 100 forjamentos.

Já o centro interno, Ci, em comparação com o Ce, apresenta valores expressivamente inferiores. Sendo a rugosidade média (Ra), para o ciclo de 100 forjamento, igual a $7,58\mu\text{m}$ e Rz igual a $33,71\mu\text{m}$. Ainda, as variações a partir do ciclo de 50 forjamentos não são tão abruptas quanto no Ce. Esses fatos devem-se ao uso do lubrificante apenas na parte interior da máscara, sendo que a integridade superficial superior pode ser vista também nas imagens dos Ci e Ce das Figuras 5.27 a 5.30.

O r_{1i} não apresentou grandes oscilações na rugosidade média (Ra) desde a condição inicial, $5,56\mu\text{m}$, até o ciclo de 75 forjamentos, $6,61\mu\text{m}$, tendo uma alteração significativa apenas no para a máscara submetida ao ciclo de 100 forjamentos, $8,95\mu\text{m}$. Essa condição se repete em Rz, onde na condição inicial é $29,62\mu\text{m}$ e para 75 ciclos, $33,30\mu\text{m}$, com mudança na máscara de 100 ciclos de forjamento, $42,22\mu\text{m}$. Nessa região, durante o processo de forjamento, o preenchimento da cavidade inferior já esta completo e o material irá escoar em direção ao “canal de rebarba”, ou seja, a força atuante no processo aumenta e leva a maior degradação dessa região. Em análise comparativa, ambos os valores são maiores que os medidos no Ci, o que fundamenta essa afirmação.

Na região correspondente a r_{2e} , ambos as medições de rugosidade são progressivas, no entanto, não possuem variações abruptas entre ciclos. A rugosidade média (Ra) e Rz máximos ocorrem na máscara de 100 ciclos, sendo $9,39\mu\text{m}$ e $45,11\mu\text{m}$, respectivamente. Os fatores que contribuem para essa região apresentar altos valores de rugosidades são os mesmos atuantes em Ce.

A Figura 5.33 mostra a micrografia de três pontos em cada uma das máscaras, as imagens são do centro de cada uma das posições mostradas na representação esquemática junto a figura. A análise das micrografias será feita junto aos resultados dos perfis de microdureza mostrados na Figura 5.34.

Como já mencionado a máscara inicial apresenta uma microdureza média de 415HV, contudo os valores apresentam oscilações durante todo o perfil, sendo os valores máximos e mínimos iguais a 460HV e 356HV, com microestrutura bainítica.

No centro das máscaras, ocorre amaciamento em todos os ciclos de forjamento, chegando ao menor valor de 210HV na máscara utilizada no ciclo de 75 forjamentos. Nos outros ciclos, os maiores e menores valores nessa região são: 25, 228HV e 274HV; 50, 238HV e 290HV; 75, 210HV e 247HV; e 100, 215HV e 292HV. Valores esses, característicos da microestrutura perlítica de aço baixo carbono (KWIETNIEWSKI & KISS, 2013). Já a morfologia microestrutural permanece bainítica, Figura 5.33, no entanto, com a ferrita em forma equiaxial, indicando, que como na máscara plana, ocorreu o revenimento da bainita.

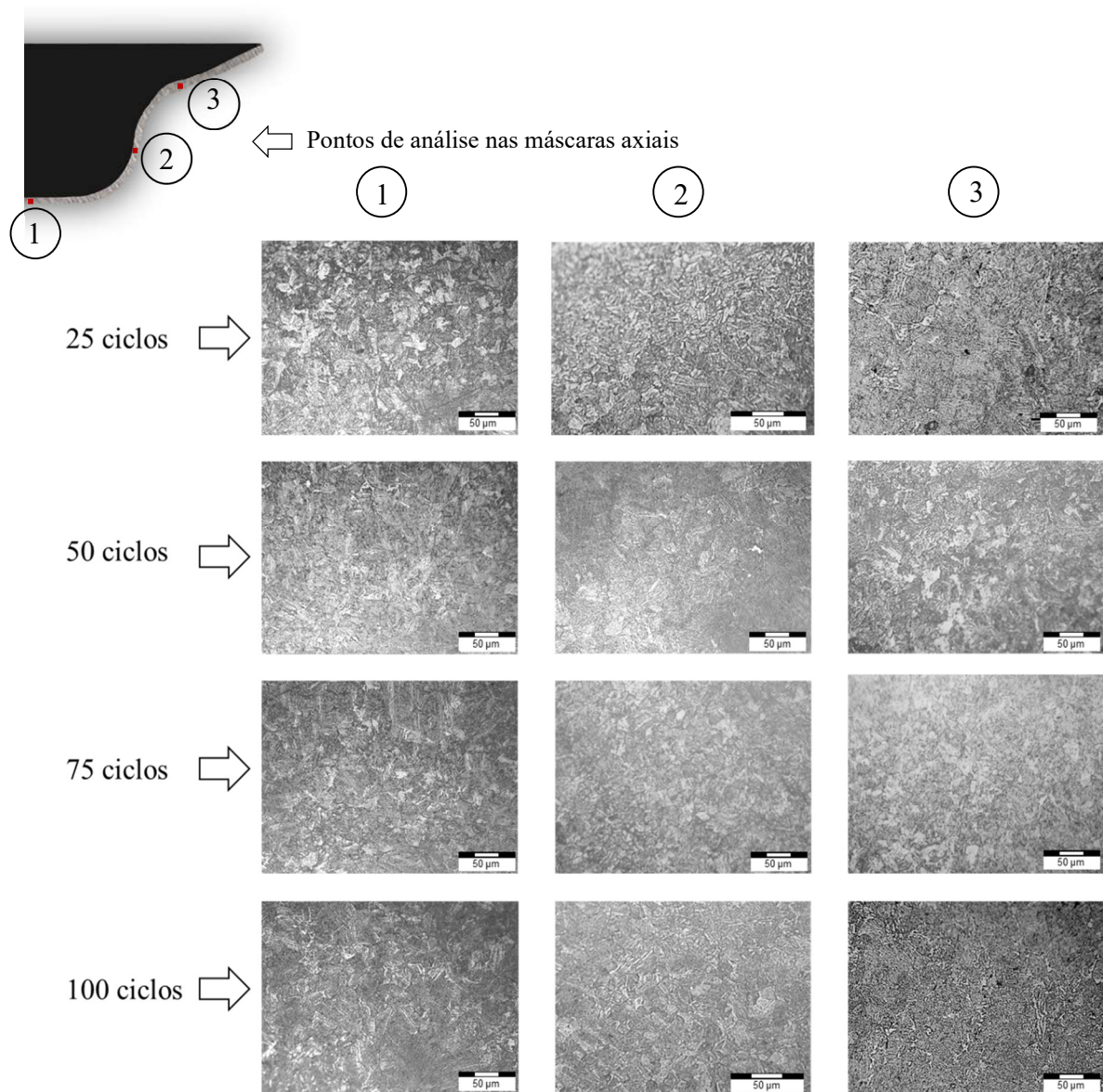
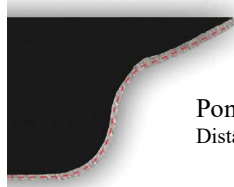


Figura 5.33 - Micrografias ópticas de 3 pontos das máscaras axiais após os ciclos de forjamento. Nital 2%. Estrutura bainita revenida.

Na Figura 5.33, posição 2, são mostradas imagens da microestrutura da região da parede (p), nelas é possível observar a mesma formação da posição 1, o que indica o revenimento da bainita ocorreu em todas as regiões da cavidade da máscara.

A mesma redução nos perfis de microdureza é observada nas regiões do r_1 , parede (p) e r_2 , com os valores oscilando entre 237HV e 310HV. Como mostrado no gráfico, ocorre uma linearidade maior nos perfis de microdureza das máscaras após os forjamentos do que na máscara inicial, que apresenta maiores oscilações.

Na “região da rebarba” os perfis mostram valores maiores, ou seja, reduções menores de dureza em relação a máscara inicial; como essa região é de difícil medição devido ao posicionamento, os perfis de 25 e 50 ciclos apresentam a mesma tendência de redução, enquanto os perfis de 75 e 100 já mostram a redução que ocorre a partir de r_1 .



Pontos de medição de microdureza nas máscaras axiais
Distância entre os pontos: 1,5mm

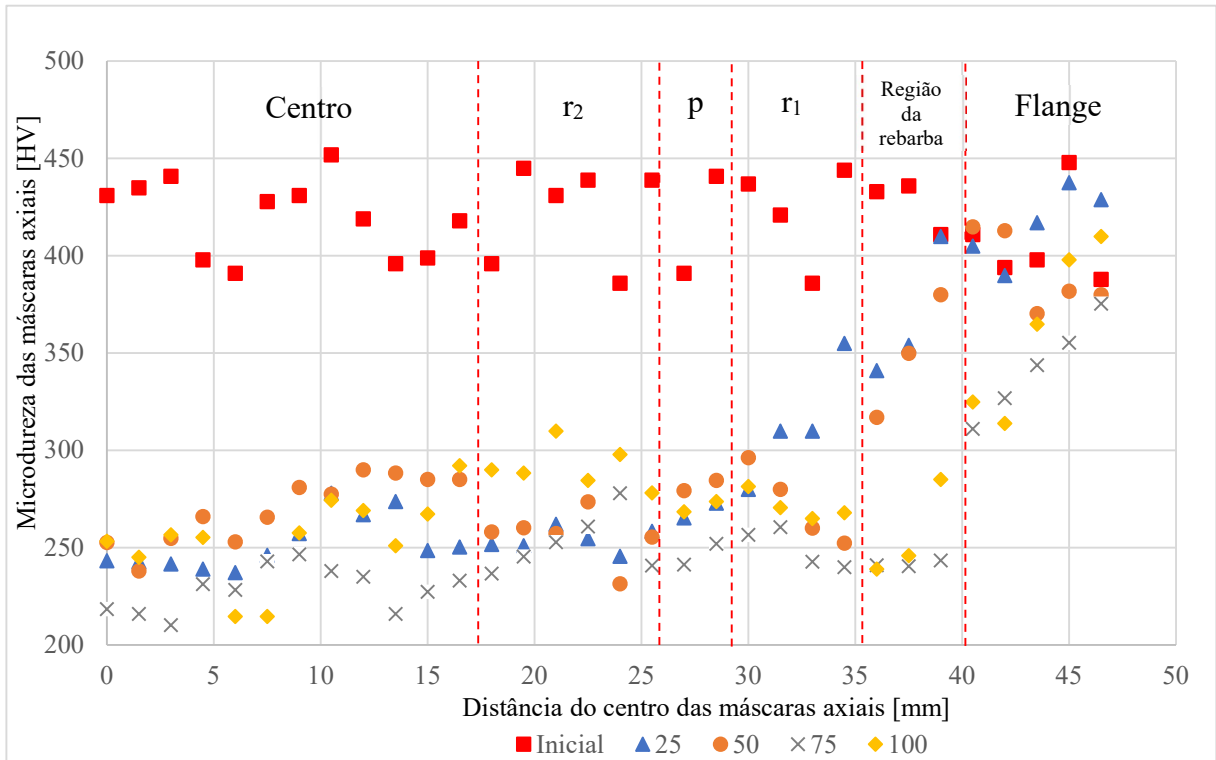


Figura 5.34 - Perfil de microdureza Vickers (HV) das máscaras axiais após cada ciclo de forjamento.

Os valores de microdureza na flange, que não entrou em contato com o *billet* durante os processos de forjamento, permaneceram próximos aos da máscara inicial, sendo que no último ponto de medição todas as máscaras apresentaram valores dentro da faixa de microdureza medida na máscara inicial, sendo 429HV para a máscara submetida a 25 forjamentos e 376HV para a máscara de 75 ciclos.

Na Figura 5.35 são mostradas imagens, obtidas via microscopia eletrônica, dos 2 raios da máscara, r_1 e r_2 , internos, ou seja, aqueles que estiveram em contato com a peça forjada. Nas imagens é possível observar que a máscara de 25 ciclos apresenta deslocamento da superfície, sendo mais acentuado no r_1 (Figura 5.35b). O deslocamento ocorre devido a interação dos materiais da máscara, do *billet* e da camada de óxido, causando desgaste abrasivo da superfície.

Na máscara submetida a 50 ciclos de forjamento é possível observar a degradação progressiva, ou seja, o deslocamento já ocorreu e permanecem as marcas de arrancamento do material. Essa característica é comum aos dois raios, r_1 e r_2 , mostrados na Figura 5.35c e d, no entanto, é mais acentuado em r_1 .

Já a partir do ciclo de 75 forjamento ocorre o aparecimento de trincas superficiais. Em r_2 , há o aparecimento de trincas, no entanto não ocorre propagação, sendo indício de que ocorrerá o deslocamento da área, assim como no canto direito da imagem (Figura 5.35e). Essa ideia é reforçada por não aparecerem trincas em r_1 , que é uma região mais crítica. Em r_2 é possível ver sinais de arrancamento do material da máscara.

A máscara submetida a 100 ciclos de forjamento, apresenta trincas que se propagam para o interior do material em ambos os raios, r_1 e r_2 . O acentuado arrancamento de material é visto em r_2 , bem como, uma trinca superficial e severa degradação superficial, Figura 5.35g. Já em r_1 , ocorre o aparecimento de uma sequência de trincas ao longo da extensão do raio, mostradas na Figura 5.35h e i. Ainda, é possível observar as ranhuras decorrentes do desgaste abrasivo na superfície da máscara. O aparecimento de trincas é atribuído ao desgaste por deformação plástica da máscara, uma vez que, de acordo com o perfil de microdureza, ocorre uma severa redução de dureza em todas as regiões da cavidade e r_1 é o início do que seria a formação da rebarba, onde ocorre maior aplicação de força e, conseqüentemente, maior deformação.

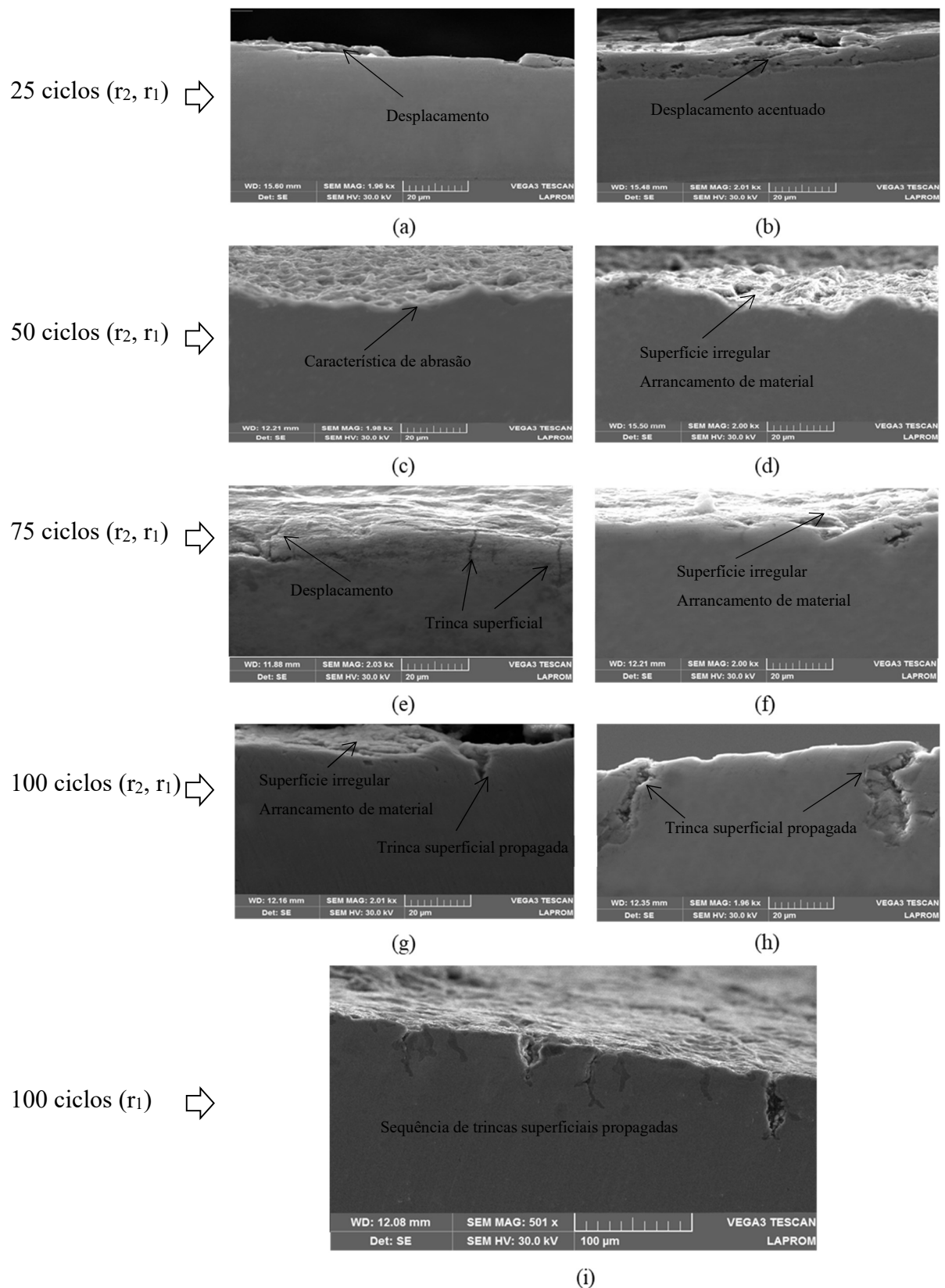


Figura 5.35 - Micrografias obtidas por microscopia eletrônica (MEV) da superfície dos r_2 e r_1 das máscaras axiais após cada ciclo de forjamento: (a) e (b) 25; (c) e (d) 50; (e) e (f) 75; e (g), (h) e (i) 100 ciclos.

No centro (C_i) e na parede (p_i) o padrão de desgaste superficial para todas as máscaras é o mesmo apresentado nos raios dos ciclos de 25 e 50 forjamentos. Não ocorreu a formação e propagação de trincas, no entanto, marcas de deslocamento e degradação superficial por abrasão também foram observados.

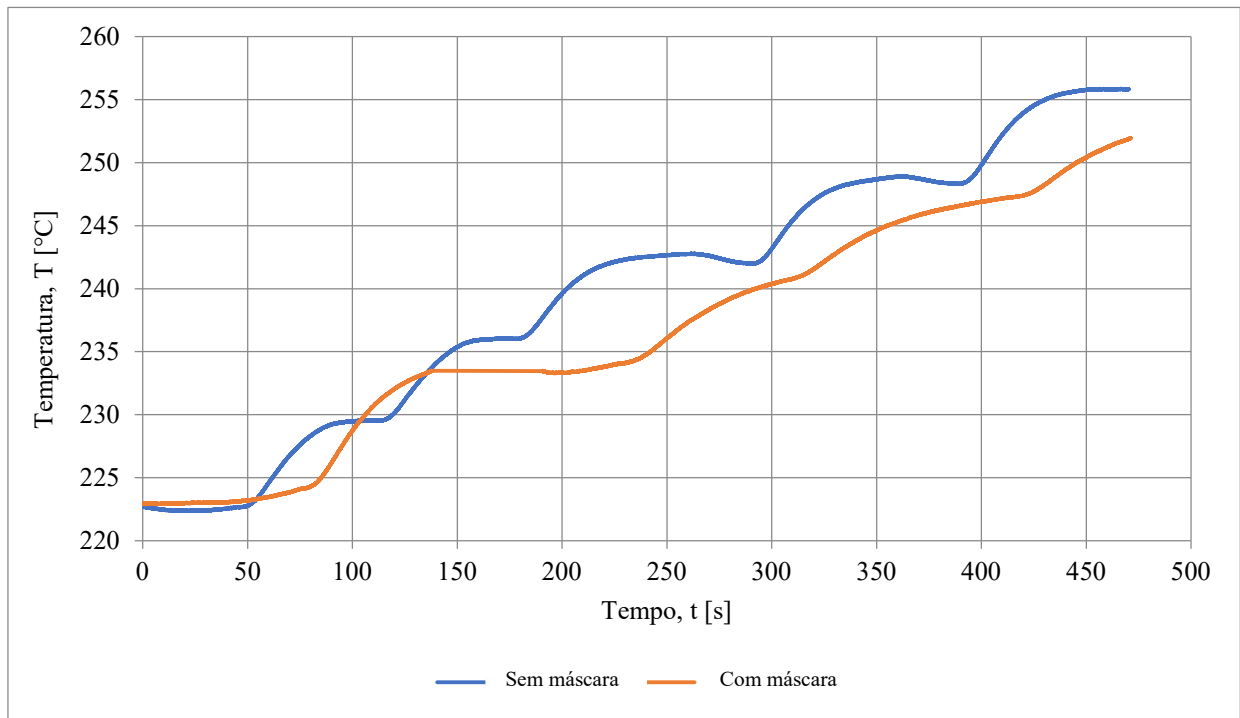
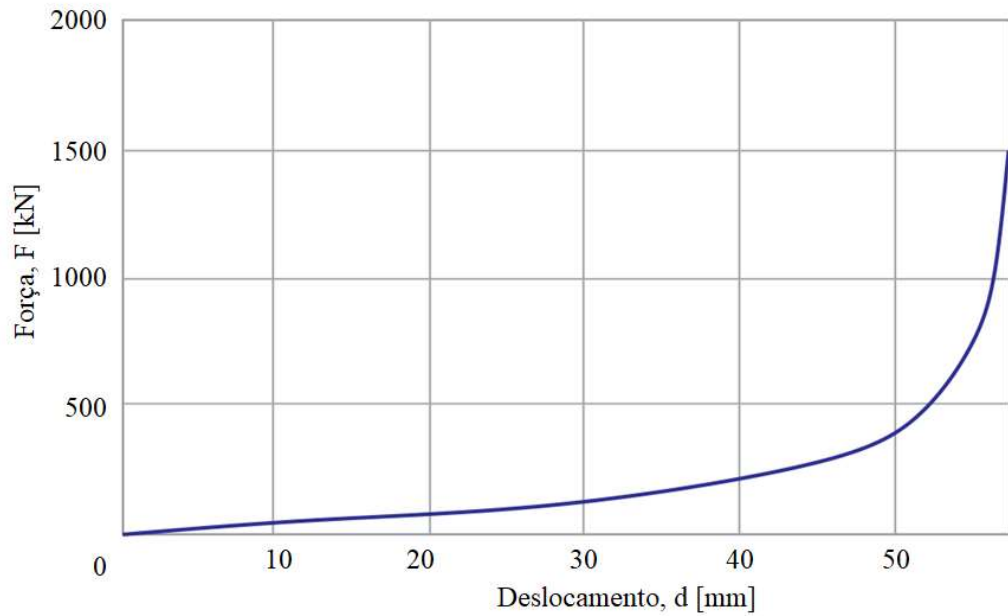


Figura 5.36 - Variação da temperatura *versus* tempo no interior da matriz de forjamento com e sem a utilização da máscara axial para 5 ciclos de forjamento.

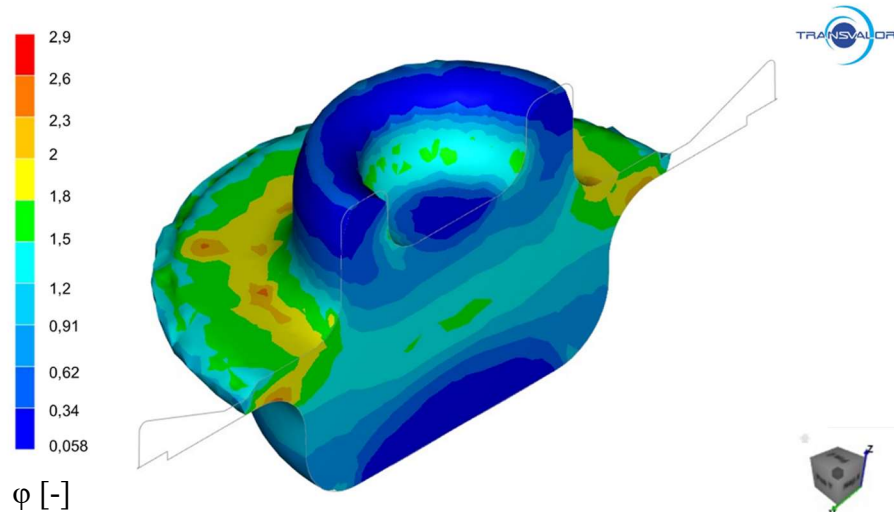
A temperatura medida à 10 mm da superfície da matriz de forjamento da peça axial para 5 ciclos é mostrada na Figura 5.36. Inicialmente a temperatura da matriz é de 223°C, sem o uso da máscara a temperatura ao final dos 5 ciclos é de 256°C, um aumento de 33°C; já com a utilização da máscara, a temperatura inicial também é 223°C e ao final dos 5 ciclos é de 252°C, um aumento de 29°C. A diferença com o sem o uso da máscara é de 4°C e os 5 ciclos em cada uma das situações dura 8 minutos e 25 segundos. Novamente, os resultados são coerentes aos encontrados por YU et al., (2019), onde para um ciclo de 40 forjamentos a diferença com e sem a utilização de uma máscara de 22MnB5 de 1 mm de espessura foi de 11°C. Entretanto, os resultados de ZOTTIS et al., (2017), mostram que é possível a redução de até 106°C, quando uma máscara de 1,5 mm é colocada sobre uma matriz aquecida a 150°C e a compressão de um *billet* por 42 segundos é realizada.

É importante ressaltar que ambos ciclos de 5 forjamentos, com e sem a utilização da máscara, a matriz apresentou um regime de temperatura de funcionamento regular, conforme

discutido por RODRIGUES e MARTINS (2010) e mostrado graficamente na Figura 2.2. Ainda, a matriz onde a máscara foi utilizada apresenta amplitudes de temperatura menores do que a sem a máscara, demonstrando que o choque térmico entre cada ciclo tende a ser mais ameno quando a máscara é utilizada.



(a)



(b)

Figura 5.37 - Força *versus* deslocamento para o forjamento de uma peça com a utilização da máscara axial.

Na Figura 5.37 são mostrados o gráfico experimental de força *versus* deslocamento e o resultado numérico para deformação verdadeira da peça forjada. Os gráficos experimentais de força *versus* deslocamento com e sem a utilização das máscaras metálicas não apresentaram diferença, assim, é mostrado, apenas, o com a utilização da máscara. A força necessária para o preenchimento completo da cavidade inferior da matriz e início da formação da rebarba é 1500kN. No resultado numérico, Figura 5.37b, é possível observar que a maior deformação é 2,9 e decorre do escoamento do material em direção a estricção do canal de rebarba, r_1 , já a deformação mínima ocorre no centro da cavidade inferior, sendo de 0,058.

5.4 Discussões comparativas da aplicabilidade das máscaras planas e axiais

O aço boro 22MnB5 utilizado como geratrizes e, posterior fabricação das máscaras metálicas apresentou um perfil de microdureza médio de 184 HV, com limite de escoamento de 412MPa, limite de resistência de 545MPa e alongamento de 24,5%; as rugosidades média (Ra) e Rz são 0,29 μ m e 1,03 μ m; e espessura média de 1,3mm.

Após tratamento térmico ocorreu um aumento para 843MPa e 1006MPa, respectivamente, já o alongamento reduziu para 11%; a microdureza média encontrada foi de 416HV e a microestrutura formada é bainítica. A rugosidade média, Ra, e Rz após o tratamento térmico são 9,39 μ m e 50,04 μ m que foram reduzidas por jateamento de esferas de vidro para 0,34 μ m e 1,09 μ m. A espessura não sofreu redução expressiva em nenhuma das regiões analisadas.

O processo de estampagem a quente foi possível utilizando a geometria com raios da matriz e do punção (r_m e r_p) de 8mm. O perfil de resfriamento mostrou-se semelhante ao do processo de tratamento térmico, sendo que a velocidade de resfriamento do material esteve entre as curvas de resfriamento de 27° e 15 °C/s e a microestrutura bainítica foi obtida com perfil de microdureza indicando um valor médio de 415HV. Em relação a espessura, ocorreram as reduções esperadas em um processo de estampagem por embutimento, chegando a 1,18mm na zona do fundo do copo (centro da máscara).

Nas máscaras planas e as axiais, obtidas pelo processo de tratamento térmico e estampagem a quente, respectivamente, as reduções de espessura apresentam, em geral, os mesmos comportamentos para todos os ciclos de forjamento. Na máscara plana os menores valores foram os da região 1, chegando a 1,22mm; já a máscara axial a maior diferença entre a espessura inicial da máscara e a final foi de 1,18mm para 1,07mm (ciclo de 75 forjamentos).

Observou-se que ocorreu expressiva redução nos valores de microdureza nas regiões de contato permanente com os *billets* tanto nas máscaras planas e quanto nas axiais, sendo, respectivamente, 256 HV e 219HV os menores valores encontrados no ponto central de medição das máscaras. Essa redução é atribuída ao revenimento da microestrutura bainítica das máscaras, oriundo dos longos períodos de tempo em contato com os *billets* de forjamento em temperaturas acima de 700°C, o revenimento pode ser observado na morfologia microestrutural, caracterizada pela mudança de estrutura da ferrita em forma de ripas para ferrita equiaxial e, ainda, a decomposição da austenita retida para formar uma mistura de ferrita e carbonetos.

Quanto a integridade superficial relacionada a medição de rugosidade, as máscaras planas sofreram um aumento significativamente menor, enquanto os maiores valores de Ra e Rz foram 0,76µm e 2,41µm, para as máscaras axiais esses valores atingiram 7,58µm e 33,71µm no centro interno das máscaras utilizadas no ciclo de 100 forjamentos, sendo ainda maiores nas regiões dos raios.

Aliando os resultados mencionados às imagens superficiais, com e sem ampliações, com as micrografias obtidas por microscopia eletrônica, observou-se que o amaciamento ocorrido em todas as máscaras contribuiu para a perda da integridade superficial pela atuação de diferentes mecanismos de desgaste. O desgaste abrasivo foi o predominante, causando ranhuras superficiais devido ao arrancamento de material por abrasão. O amaciamento também levou a deformação plástica das máscaras, que levou ao aparecimento de trincas que se propagam a partir da superfície, demonstrando o desgaste por deformação plástica. Esse desgaste é mais severo nas máscaras axiais submetidas a maiores ciclos de forjamento e causou trincas sequenciais na região do raio (r_1).

Quanto a variação de temperatura da matriz, ambas as máscaras promoveram uma redução pequena na temperatura registrada a 10mm da superfície, com a utilização da máscara plana a redução foi de 3,4°C, já com a axial foi de 4°C. No entanto, com a máscara axial a matriz apresenta amplitudes de temperatura menores do que sem sua utilização.

Devido a diferença entre os processos de forjamento, as forças de forjamento não são comparáveis entre si, sendo 980kN no forjamento em matriz aberta, com uso da máscara plana, e 1500kN no forjamento em matriz fechada, com o uso da máscara axial. No entanto, são condizentes com a degradação superficial ocorrida nas máscaras, que é muito menor na máscara plana onde a maior deformação verdadeira é 1,3 no centro do *billet*; já no forjamento com a máscara axial a maior deformação verdadeira é 2,6 na região da peça próxima a r_1 .

Para as condições que foram estudadas, a degradação superficial progressiva não inviabiliza a utilização das máscaras metálicas planas e axiais, pelo menos até a realização de 100 ciclos de forjamento. Apesar de ter havido a formação e propagação de trincas, na região do flange, na máscara axial utilizada no caso da realização de 50 ciclos de forjamento, acredita-se que esta foi uma falha aleatória e que provavelmente pode ser evitada com pequenos ajustes no projeto da matriz e condução do processo.

6 CONCLUSÕES

Esta pesquisa assumiu o objetivo principal de analisar a viabilidade de utilização e o desempenho de chapas de aço boro 22MnB5 como máscaras metálicas sobre matrizes de forjamento a quente, uma de geometria plana e outra axial. Foram estabelecidas as condições de processamento e parâmetros geométricos para a estampagem a quente das máscaras axiais; a transformação de fase e as propriedades mecânicas das máscaras planas e axiais foram analisadas; o efeito dos ciclos sucessivos de forjamento sobre a integridade superficial, bem como, os modos de desgaste que atuam na superfície das máscaras foram identificados; e, assim, a aplicabilidade das máscaras planas e axiais para um ciclo completo de 100 forjamentos foi verificada.

As principais dificuldades encontradas foram: estabelecer os parâmetros de estampagem a quente de modo experimental; realizar, a nível laboratorial, um número grande de forjamentos sequenciais; e a adaptação do processo de forjamento a utilização de matrizes com máscaras acopladas.

O processo de tratamento térmico para obtenção de máscara plana, realizado na condição de austenitização a 1100°C por 7 minutos e resfriamento entre matrizes planas, possibilitou a obtenção de uma máscara com elevado limite de escoamento, 843 MPa, e resistência mecânica, 1006 MPa. Microdureza média de 416 HV e microestrutura bainítica. A rugosidade média, Ra, e Rz precisaram ser reduzidas devido a oxidação superficial. As máscaras foram, então, jateadas com esferas de vidro com tamanho entre 150 e 215 μm , e os valores de 0,34 μm e 1,09 μm foram atingidos para a máscara plana na condição inicial.

Nas máscaras planas, após utilizadas nos processos de forjamento, ocorreu uma redução de espessura acentuada na região 1, sendo o menor valor 1,22 mm, seguida pela região 2, 1,24 mm, e a região 3 apresenta valores próximos a espessura inicial (1,3mm). Nos quatro ciclos de forjamentos estudados a redução de espessura apresentou o mesmo perfil e foi progressiva com o aumento do número de forjamentos. A degradação superficial fez com que a rugosidade superficial aumentasse progressivamente, chegando aos valores máximos no ciclo de 100 forjamentos, sendo 0,76 μm (Ra) e 2,41 μm (Rz) na região 1. Ocorreu um amaciamento expressivo da região 1, reduzindo o valor de microdureza à 256 HV no centro da máscara, devido ao revenimento da microestrutura bainítica, esse amaciamento não é progressivo com o aumento dos ciclos de forjamento. Os principais modos de desgaste atuantes nessas máscaras

são o abrasivo, ciclos de 25 e 50 forjamentos, e o desgaste por deformação plástica (trincas), ciclos de 75 e 100 forjamentos, verificados a partir da análise dos resultados anteriores e das imagens de microscopia eletrônica.

O processo de estampagem a quente para obtenção da máscara axial, mostrou que a estampagem só é possível quando os raios utilizados são iguais a 8mm (r_m e r_p), a uma velocidade de estampagem de 19,5 mm/s, com uma pressão de 2 MPa aplicada no prensa chapas e 80kN de força de estampagem. A simulação numérica mostrou que as maiores deformações ocorrem no raio do canto do punção e na zona do fundo do copo. O retorno elástico é negativo de $0,8^\circ$; e a microestrutura formada é bainítica com microdureza média de 415 HV.

Nas máscaras axiais utilizadas no processo de forjamento em matriz fechada, corre uma redução da espessura da máscara durante o processo de forjamento em matriz fechada. A redução aumenta com o número de ciclos e é mais pronunciada no centro da máscara e no raio junto a saída de rebarba. Na região do centro da máscara de 1,19 mm para 1,07 mm (ciclo de 75 forjamentos), e na região do raio, r_2 , de 1,3 mm para 1,10 mm (ciclo de 75 forjamentos). A rugosidade máxima para todos os ciclos é no centro externo das máscaras, chegando a 14,08 μm (R_a) na máscara do ciclo de 100 forjamentos e 54,11 μm (R_z) no ciclo de 75 forjamentos, desta forma, a rugosidade das máscaras aumentam com o número de ciclos de forjamento sendo que, os maiores valores são obtidos no centro da máscara. Ocorre um expressivo amaciamento do material das máscaras nas regiões que entram em contato com a peça forjada a alta temperatura, devido ao revenimento da estrutura bainítica. Esse amaciamento é mais pronunciado no centro da máscara e não é progressivo estabilizando-se após um determinado número de ciclos.

O desgaste das superfícies das máscaras é mais severo na geometria axial devido ao intenso fluxo de material (na peça forjada) na direção radial.

A degradação superficial progressiva observada não inviabilizou a utilização das máscaras metálicas planas e axiais até os ciclos de 100 forjamentos estudados. Apesar de ocorrerem fraturas na região da flange em dois ciclos nas máscaras axiais, apenas a máscara axial utilizada no ciclo de 50 forjamentos não poderia ter o uso continuado devido a propagação da trinca; entretanto, acredita-se que essas falhas poderiam ser evitadas com reprojeto da matriz e melhorias no processo de estampagem.

A viabilidade econômica ainda precisa ser avaliada em comparação com métodos tradicionais como revestimentos e tratamentos superficiais.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Devido ao grande potencial demonstrado pelas chapas de aço boro 22MnB5 como máscara metálica para utilização em matrizes de forjamento a quente, propõe-se que trabalhos futuros sejam voltados aos temas relacionados a seguir:

- Analisar chapas metálicas de aço 22MnB5 de diferentes espessuras, em busca de uma espessura ideal para obtenção da máscara axial por estampagem a quente;
- Investigar o efeito do revestimento das chapas de aço 22MnB5 (Al-Si e Zn), sobre o atrito interfacial entre a máscara e os *billets* de forjamento;
- Estudar a viabilidade de aplicação da estampagem a quente com matrizes refrigeradas para obtenção das máscaras metálicas (microestrutura martensítica);
- Aplicar as máscaras de 22MnB5, obtidas pelo processo convencional de estampagem a quente, sobre matrizes de forjamento a quente de geometrias complexas.
- Analisar, de modo comparativo, o desgaste superficial da matriz de forjamento com e sem o uso das máscaras metálicas.

REFERÊNCIAS

- ALTAN, T.; NGAILE G.; SHEN G. (2004). Cold and Hot Forging: Fundamental and Application. Materials Park OH: ASM International, 1st Ed. ISBN: 0871708051.
- ARCHARD, J. F. (1953). Contact and rubbing of flat surface. Journal of Applied Physics, Volume 24, Issue 8: 981-988. DOI: 10.1063/1.1721448.
- AZEVEDO, M. L.; SCHAEFFER, L.; COSTA, L. L.; NUNES, R. M. (2018). Avaliação do desgaste de máscaras aplicadas a ferramentas de forjamento a quente. 23^o CBECiMat: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Foz do Iguaçu, Brasil.
- BANIK, J.; LENZE, F. -J.; SIKORA, S.; LAURENZ, R. (2011). Tailored properties: a pivotal question for hot forming. 3rd International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel. Kassel, Germany.
- BAO, J.; LIU, H.; XING, Z.; SONG, B.; YANG, Y. (2013). Springback of hot stamping and die quenching with ultra-high-strength boron steel. Engineering Review 33(3):151-156.
- BARIANI, P. F.; BRUSCHI, S.; GHIOTTI, A.; Turetta, A. (2008). Testing formability in the hot stamping of HSS. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 57: 265-268.
- BARRAU, O.; BOHERA, C.; GRAS, R.; REZAI-ARIA, F. (2007). Wear mechanisms and wear rate in a high temperature dry friction of AISI H11 tool steel: Influence of debris circulation. Wear, Volume 263, Issues 1–6: 160-168. DOI: 10.1016/j.wear.2006.12.032.
- BATALHA, M. E. (2015). Estudo da estampabilidade a quente de aço ao boro em conformação com redução comparada. Dissertação de mestrado. Faculdade de engenharia mecânica - UNICAMP. Campinas, Brasil.
- BEHRENS, B.A. (2008). Finite element analysis of die wear in hot forging processes. CIRP Annals - Manufacturing Technology 57(1): 305-308. DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.087.
- BEHRENS, B. A.; RUBNER, S.; DEMIR, M. (2008). Conductive heating system for hot sheet metal forming. 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel. Kassel, Germany.
- BHADESHIA, H. K. (2018). Bainite in Steels: Theory and Practice. CRC Press. 3rd Ed. ISBN 9781909662742
- BÖHNKE, S. B. F. (2015). Ermittlung der Reibungsbedingungen für den Einsatz von Blechschuttschichten beim Gesenkschmieden. Master dissertation. Mechanical Engineering Department - RWTH Aachen University. Aachen, Germany.
- BRITO, A. M. (2006). Análise teórico experimental dos processos de expansão, redução e inversão de extremidades de tubos de parede fina em matriz. Tese de doutorado. Escola de Engenharia - UFRGS. Porto Alegre, Brasil.
- CABALLERO, F. G.; CAPDEVILLA, C.; GARCÍA DE ANDRÉS, C. (2010). Influence of scale parameters of pearlite on the kinetics of anisothermal pearlite-to-austenite transformation in a eutectoid steel. Scripta Materialia, 42(12):1159-1165. DOI: 10.1016/S1359-6462(00)00352-3
- CHANDER, S.; CHAWLA, V. (2017). Failure of Hot Forging Dies: An Updated Perspective. Materials Today: Proceedings, Volume 4, Issue 2: 1147-1157. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.01.131

- CHOI, C.; GROSECLOSE, A.; Altan, T. (2012). Estimation of plastic deformation and abrasive wear in warm forging dies. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 212, Issue 8: 1742-1752. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.03.023.
- COSTA, L. L. (2014). Efeito de diferentes ciclos termomecânicos no comportamento microestrutural do aço ABNT 4140. Dissertação de mestrado. Escola de Engenharia - UFRGS. Porto Alegre, Brasil.
- DIETER, G. E. (1981). *Metalurgia mecânica*. Guanabara Dois, 2º Ed.
- EBARA, R.; KOBOTA, K. (2007). Failure analysis of hot forging dies for automotive components. *Engineering Failure Analysis*, Volume 15, Issue 7: 881-893. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2007.10.016
- EUROFORGE. (2015). Fonte: EUROFORGE AISBL. www.euroforge.org.
- FACCIO, I. (2002). Investigações sobre o acabamento superficial de usinagens com altíssima velocidade de corte. Dissertação de Mestrado. USP. São Paulo, Brasil.
- FERRARINI, J. L. (2014). Análise e determinação do coeficiente de atrito no processo de estampagem profunda. Tese de doutorado. Escola de Engenharia - UFRGS. Porto Alegre, Brasil.
- FLAUSINO, P. C. (2010). Desgaste de uma matriz de forjamento a quente considerando o amaciamento devido ao revenimento. Dissertação de mestrado. UFMG. Belo Horizonte, Brasil.
- GARCIA ARANDA, L.; CHASTEL, Y.; PASCUAL, J. F.; NEGRO, T. D. (2002). Experiments and simulation of hot stamping of quenched steels. *Advanced Technology of Plasticity 2002*, ICTP: International Conference on Technology of Plasticity. Yokohama, Japan.
- GARCIA-MATEO, C.; PEET, M.; CABALLERO, F. G.; BHADSHIA, H. K. (2004). Tempering of hard mixture of bainitic ferrite and austenite. *Materials Science and Technology*, Volume 20, 2004 - Issue 7: 814-818. DOI: 10.1179/026708304225017355
- GATES, N.; FATEMI, A. (2016). Friction and roughness induced closure effects on shear-mode crack growth and branching mechanisms. *International Journal of Fatigue*, Volume 92, Part 2: 442-458. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.01.023
- GEORGE, R.; BARDELICK, A.; WORSWICK, M. J. (2012). Hot forming of boron steels using heated and cooled tooling for tailored. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 212, Issue 11: 2386-2399. DOI:10.1016/j.jmatprotec.2012.06.028
- GORNI, A. A. (2010). Novas tendências no processo de estampagem a quente. *Revista Corte e Conformação*. Editora Aranda. Ed. Junho/2010.
- GRONOSTAJSKI, Z.; KASZUBA, M.; HAWRYLUK, M.; ZWIERZCHOWSKI, M. (2014) A review of the degradation mechanisms of the hot forging tools. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. Volume 14, Issue 4: 528-539. DOI: 10.1016/j.acme.2014.07.002
- GRONOSTAJSKI, Z.; KASZUBA, M.; POLAK, S.; ZWIERZCHOWSKI, M.; NIECHAJOWICZ, A.; HAWRYLUK, M. (2016). The failure mechanisms of hot forging dies. *Materials Science and Engineering: A*, Volume 657, 7: 147-160. DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.030

- HAWRYLUK, M. (2016). Review of selected methods of increasing the life of forging tools in hot die forging processes. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Volume 16, Issue 4: 845-866. DOI: 10.1016/j.acme.2016.06.001
- HAWRYLUKA, M.; GRONOSTAJKIA, Z.; KASZUBAA, M.; POLAKA, S.; WIDOMSKIA, P.; SMOLIKB, J.; ZIEMBAA, J. (2017). Analysis of the wear of forging tools surface layer after hybrid surface treatment. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, Volume 114: 60-71. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2016.12.010
- JACOT, A.; RAPPAZ, M. (1999). A combined model for the description of austenitization, homogenization and grain growth in hypoeutectoid Fe–C steels during heating. *Acta Materialia*, Volume 47, Issue 5: 1645-1651. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00005-1
- KANG, J.; PARK, I.; JAE, J.; KANG, S. (1999). A study on a die wear model considering thermal softening: (I) construction of the wear model. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 96, Issues 1–3. DOI: 0.1016/S0924-0136(99)00103-X
- KANNO, R. (2016). Estudo da estampagem a quente sem uso de ferramental refrigerado. Trabalho de conclusão de curso. Escola de Engenharia - UFRGS. Porto Alegre, Brasil.
- KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. (2010). A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 210, Issue 15: 2130-2118. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019
- KHAIRA, H. K.; JENA, A. K.; CHATURVED, M. C. (1993). Effects of heat treatment cycle on equilibrium between ferrite and austenite during intercritical annealing. *Materials Science and Engineering*, Volume 161, Issue 2: 267-271. DOI: 10.1016/0921-5093(93)90521-F
- KIM, D.; LEE, H.; KIM, B.; KIM, K. H. (2005). Estimation of die service life against plastic deformation and wear during hot forging processes. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 166, Issue 3: 372-380. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.07.103
- KONDRATIUK, J.; KUHN, P. (2011). Tribological investigation on friction and wear behaviour of coatings for hot sheet metal forming. *Wear*, Volume 270, Issues 11–12: 839-849. DOI: 10.1016/j.wear.2011.02.011
- KWIETNIEWSKI, C. E.; KISS, F. L. (2013). Metalografia e tratamentos térmicos de aços e ferros fundidos. Editora UFRGS. Porto Alegre, Brasil.
- LECHLER, J. (2009). Grundlegende Untersuchungen zur Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. PhD thesis. University of Erlangen. Nuremberg, Germany.
- LENZE, F. -J.; BANIK, J.; SIKORA, S. (2008). Application of hot formed parts for body in white. IDDRG - The International Deep Drawing Research Group. Olofström, Sweden.
- LI, N.; LIN, J.; BALINT, D. S.; DEAN, T. A. (2016). Experimental characterization of effects of thermal conditions on austenite formation for hot stamping of boron steel. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 231: 254-264. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.12.008
- LI (b), N., SUN, C., MOHAMED, M., LIN, J., MATSUMOTO, T., & LIU, C. (2016). Experimental investigation of boron steel at hot stamping conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 228: 2-10. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.043

- ASHBY, M. F.; LIM, C. (1990). Wear-Mechanism Maps. *Scripta Metallurgica et Materialia*, Volume 24, Issue 5: 805-810. DOI: 10.1016/0956-716X(90)90116-X
- LISBOA, C. P. (2019). Avaliação da estampagem a quente do aço USIBOR® 1500 utilizando estratégia de refrigeração diferencial para obtenção de peças com propriedades tailored. Dissertação de mestrado. Escola de Engenharia - UFRGS. Porto Alegre, Brasil.
- MAAS, J.; STAUDINGER, W. (2008). Tailored blanks in der Warmumformung. *ThyssenKrupp Tech Forum*, 1: 39-31.
- MARQUES, A. S.; COSTA, L. L.; SANTOS, G. R.; ROCHA, A. S. (2018). Wear study of hot forging punches coated with WC-CoCr and Cr₃C₂-NiCr through high-velocity oxygen fuel (HVOF) process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* volume 100: 3–11. DOI 10.1007/s00170-018-2693-3.
- MERKLEIN, M., & LECHER, J. (2016). Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 177, Issues 1–3: 452-455. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.03.233
- MERKLEIN, M., & WIELAND, M. (2014). Investigations on Austenitization Parameters Influencing Wear Behavior Within Hot Stamping. *Procedia Engineering*, Volume 81: 1695-1700. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.10.215
- MERKLEIN, M.; WIELAND, M.; LECHNER, M.; BRUSCHI, S.; GHIOTTI, A. (2016). Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 228: 11-24. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.023
- MULVIHILL, M.; SUTCLIFFE, P. (2017). Effect of tool surface topography on friction with carbon fibre tows for composite fabric forming. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Volume 93: 199-206. DOI: 10.1016/j.compositesa.2016.10.017
- NADERI, M.; SAEED-AKBARI, A.; BLECK, W. (2008). The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel. *Materials Science and Engineering A*, Volume 487, Issues 1–2: 445-455. DOI: 10.1016/j.msea.2007.10.057
- NETO, A. O. (2015). Estudo do efeito da deformação plástica sobre a cinética de transformação de fase do aço 22MnB5 estampado a quente. Tese de doutorado. UDESC. Joinville, Brasil.
- NORTON, R. L. (2006). Projeto de Máquinas. Bookman, 4º Edição. Porto Alegre, Brasil.
- OICA. (2020). OICA members represent the global auto industry that drives economic progress. Fonte: www.oica.net/
- PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. (2005). Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. *ABM Livros*, 3º Ed. ISBN: 85-86778-80-X.
- PAINTER, B. S.; SHIVPURI, R.; ALTAN, T. (1996). Prediction of die wear during hot-extrusion of engine valves. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 59, Issues 1–2: 132-143. DOI: 10.1016/0924-0136(96)02294-7
- PELLEGRINI, D.; LECHLER, J.; GHIOTTI, A.; BRUSCHI, S.; MERKLEIN, M. (2009). Interlaboratory comparison of forming limit curves for hot stamping of high strength steels. *Key Engineering Materials*, Volume 410-411: 297-304. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.410-411.297

- PEREIRA, M. H.; SOUZA, R. M.; OUZA, T. S. (2016). Desgaste do punção de forjamento a quente – mecanismos de desgaste. XIV Simpósio Internacional de Engenharia Automotiva. São Paulo, Brasil.
- RADI, P. A.; SANTOS, V. S.; BONETTI, L. F.; TRAVA-AIROLDI, V. J. (2007). TRIBOLOGIA, CONCEITOS E APLICAÇÕES. XIII ENCITA - Instituto Tecnológico de Aeronáutica. São José dos Campos, Brasil.
- RODRIGUES, J., & MARTINS, P. (2010). Tecnologia Mecânica. Volume II - Aplicações Industriais. Dinterna. Lisboa, Portugal.
- ROSENSTOCK, D.; SEGEBADE, E. T.; HIRT, G. (2015). First Experimental and Numerical Study on the Use of Sheet Metal Die Covers for Wear Protection in Closed-Die Forging. Key Engineering Materials, Volume 651-653: 266-271. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.266
- SANTAELLA, M. L. (2013). Thermo-mechanical fatigue of hot forging tool prediction, analysis and optimization methods through six-sigma. Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik - IWT Aachen. Aachen, Germany.
- ROSIAK A.; COSTA L. L.; BRITO A. M. G.; SCHAEFFER L. (2019). Determination of Flow Curves by Stack Compression Tests of 22MnB5 Sheets. American Journal of Materials Science, Volume 2, Issue 9: 29–35. DOI: 10.5923/j.materials.20190902.01
- SCHAEFFER, L. (2006). Forjamento - Introdução ao Processo. Imprensa Livre. Porto Alegre, Brasil.
- SCHAEFFER, L. (2014). BRAGECRIM - “Evaluation of Sheet Metal Covers to Improve Tool Life in Forging”. Projeto Capes.
- SCHAEFFER, L. (2004). Conformação de Chapas Metálicas. Imprensa Livre. Porto Alegre, Brasil.
- SEGEBADE, E. T. (2014) Numerische Simulationen und Grundlagenversuche zur Implementierung einer austauschbaren Blechschuttschicht für Schmiedegesenke. Master dissertation. IBF: Metal Forming Institute - RWTH Aachen University. Aachen, Germany.
- SEELIGER, A. (2016) Übertragung des Konzepts der Gesenkmaske auf einen industriellen Anwendungsfall. IBF: Metal Forming Institute - RWTH Aachen University. Aachen, Germany.
- SERATONI, C. R. (2003). Fadiga térmica de ferros fundidos brancos multicomponentes. Tese de doutorado. USP. São Paulo, Brasil.
- SERIACOPI, V. (2013). Simulação numérica do campo de tensões na microestrutura do aço ferramenta AISI H13 durante o forjamento a quente. Dissertação de Mestrado. USP. São Paulo, Brasil.
- SHNEIDERMAN, A. S. (1978). Tempering of the bainitic structure. Metal Science and Heat Treatment, Volume 20, 971-947.
- SOUZA, F. B. (2013). Simulação Numérica do Processo de Estampagem a Quente do Aço - USIBOR1500P. Dissertação de mestrado. UFMG. BELO HORIZONTE, BRASIL.
- THIBAUX, P.; MÉTENIER, A.; XHOFFER, C. (2007). Carbon Diffusion Measurement in Austenite in the Temperature Range 500°C to 900°C. Metallurgical and Materials Transactions A 38(6):1169-1176. DOI: 10.1007/s11661-007-9150-5

- THYSSENKRUPP (2016). Thyssenkrupp Forging Group. Fonte: www.thyssenkrupp-metalurgica.com
- TSCHAETSCH, H. (1990). *Metal Forming Practice*. Springer Berlin Heidelberg. Dresden, Germany.
- VALBERG, H. S. (2010). *Applied metal forming including FEM analysis*. Cambridge University Press. 1st Ed. Cambridge, United Kingdom:
- WOLFGARTEN, M.; YU, Y.; ROSENSTOCK, D.; HIRT, G. (2015). Influence of the die geometry on the application of a sheet metal cover for wear protection in closed-die forging. 35th Senafor, p. 1–8. Porto Alegre.
- WORLDAUTOSTEEL. (2018). *Advanced High Strength Steel (AHSS) Application*. Fonte: www.worldautosteel.org/
- WOYDT, M.; WÄSCHE, R. (2010). The history of the Stribeck curve and ball bearing steels: The role of Adolf Martens. *Wear*, Volume 268, Issues 11–12:1542-1546. DOI: 10.1016/j.wear.2010.02.015
- YANAGIMOTOA, J.; OYAMADA, K.; NAKAGAWAB, T. (2005). Springback of High-Strength Steel after Hot and Warm Sheet Formings. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Volume 54, Issue 1: 213-216. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60086-9
- YU, Y.; ROSENSTOCK, D.; WOLFGARTEN, M.; HIRT, G. (2016). Influence of Die Geometry and Material Selection on the Behavior of Protective Die Covers in Closed-die Forging. *ESAFORM 2016: Proceedings of the 19th International ESAFORM*. DOI: 10.1063/1.4963531
- YU, Y.; ZOTTIS, J.; WOLFGARTEN, M.; HIRT, G. (2019) Investigation of applying protective sheet metal die covers for hot forging dies on a cross-forging geometry. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Volume 102, Issues 1-4: 999–1007. DOI:10.1007/s00170-018-03250-4.
- ZOTTIS, J.; COSTA, L. L.; ROCHA, A. S.; SCHAEFFER, L. (2017). Forjamento a quente com máscaras metálicas como revestimento superficial. *Revista Ferramental*, Edição 71: 27-33.