CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

PRISCYLA ESTERFANE SILVA JACINTO MAGNO

Estudo do comportamento mecânico e microestrutural do Aço SAE 1020 após uma operação de estampagem

BELO HORIZONTE
2026

PRISCYLA ESTERFANE SILVA JACINTO MAGNO

Estudo do comportamento mecânico e microestrutural do Aço SAE 1020 após uma operação de estampagem

Trabalho de conclusão de curso apresentado no Curso de Graduação em Engenharia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

BELO HORIZONTE
2026

Magno, Priscyla Esterfane Silva Jacinto.
M198e Estudo do comportamento mecânico e microestrutural do aço SAE 1020 após uma operação de estampagem / Priscyla Esterfane Silva Jacinto Magno. – 2026.
87 f. : il.
Orientador: Wellington Lopes.

Trabalho de conclusão de curso (graduação) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2026.
Bibliografia.

1. Estampagem profunda (Metalurgia). 2. Aço-carbono. 3. Encruamento. 4. Aço - Testes. I. Lopes, Wellington. II. Título.
CDD: 671.334

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca - *campus* Nova Suíça - CEFET-MG
Bibliotecária: Rosiane Maria Oliveira Gonçalves - CRB6-2660

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
COORDENAÇÃO DO CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS - NS

FOLHA DE APROVAÇÃO DE TCC Nº 8 / 2026 - CEMAT (11.51.06)

Nº do Protocolo: 23062.033472/2026-67

Belo Horizonte-MG, 28 de junho de 2026.

FOLHA DE APROVAÇÃO
Defesa Final do Trabalho de Conclusão de Curso (TCC) 2026/1

Aos **18 dias do mês de junho de 2026**, no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Campus Nova Suíça, a aluna **Priscyla Esterfane Silva Jacinto Magno**, matrícula 20193026714, apresentou o Trabalho de Conclusão de Curso intitulado *Estudo do Comportamento Mecânico e Microestrutural do Aço SAE 1020 após uma Operação de Estampagem*, como parte do requisito para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia de Materiais, o qual foi **APROVADO** pela Banca Examinadora:

Prof. Dr. Wellington Lopes (Orientador)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof.ª Dr.ª Elaine Carballo Siqueira Corrêa
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof.ª Dr.ª Aline Silva Magalhães
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

(Assinado digitalmente em 29/06/2026 10:12)
ALINE SILVA MAGALHAES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2234454

(Assinado digitalmente em 29/06/2026 09:56)
ELAINE CARBALLO SIQUEIRA CORREA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2506564

(Assinado digitalmente em 29/06/2026 09:48)
WELLINGTON LOPES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2579287

Visualize o documento original em **https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp** informando seu número: **8**, ano: **2026**, tipo: **FOLHA DE APROVAÇÃO DE TCC**, data de emissão: **28/06/2026** e o código de verificação: **6f50b4e7ff**

Aos meus pais,
Pelo privilégio de ser sua filha
e pela honra de morrer sua admiradora

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus, que me sustentou até aqui. A conclusão desta etapa não foi fácil. Quem caminha sozinho pode até chegar mais rápido, mas quem segue acompanhado certamente vai mais longe. Nem todas as palavras do mundo seriam suficientes para agradecer a todos, mas as que aqui estão foram escritas com a mais profunda sinceridade, gratidão e carinho.

Aos meus pais, Edilaine Magno e Joanas Magno, agradeço por todo o suporte oferecido em cada etapa da minha vida. Ter vocês sempre presentes ao meu lado foi de suma importância. Sou grata por cada vez que meu pai calçou o seu coturno, por cada madrugada em que minha mãe estudou comigo e por cada vez que, juntos, levantaram a colher de pedreiro, construindo o caminho que me fez uma mulher digna. Dedico todo e qualquer sucesso meu a ambos, que, sob muito sol, me fizeram chegar aqui pela sombra, enfrentando desafios e superando obstáculos para que eu pudesse alcançar meus objetivos. Tenho a clareza de que tudo isso é fruto do amor que me deram, refletido na dedicação diária e nos sacrifícios que tornaram este percurso possível. Sou profundamente grata por cada palavra de incentivo que salvou minha alma da vida, por vocês sempre sorrirem e fazerem o meu eu evoluir. No diploma, as pessoas verão o meu nome, mas eu sempre verei o de vocês. Amo vocês.

Ao meu irmão, Gustavo Magno, agradeço pela parceria de uma vida inteira. Você também é parte essencial desta conquista. Obrigada por atravessar comigo os momentos bons e os difíceis. Saiba que, onde o seu sangue pingar, o meu vai jorrar. Vá e ganhe o mundo sem olhar para trás; só não se esqueça de voltar, porque estarei aqui para celebrar as suas vitórias, assim como você sempre celebra as minhas. Te amo.

À minha avó Hilda, minha preciosidade, símbolo de superação, paciência e lealdade. Vó, você é um dos pilares que me sustentaram até aqui. Nos momentos difíceis, conversar com a senhora me salvou inúmeras vezes. Pelo seu carinho e cuidado, sou amada em voz alta, e não existem palavras para agradecer. No privilégio de termos vivido tantos momentos juntas, enxergo o amor que Deus tem por mim. Esta conquista também é sua. Eu te amo muito.

Ao meu amado Mateus Pimenta: você foi fundamental na conclusão desta etapa. Sua lealdade, sua parceria e seu amor me sustentaram nos dias mais difíceis. Obrigada por viver tudo isso ao meu lado, por me acalmar, por me proteger e por me amar em voz alta. Para você, guardei o amor que aprendi observando meus pais — o amor que tive e recebi e que hoje posso te oferecer, livre e feliz. Eu te amo.

Ao meu tio Éden, agradeço pelo apoio e por todas as vezes em que tornou viável a logística entre Ipatinga e Belo Horizonte. Peço a Deus que o proteja deste mundo maldoso. Obrigada por tudo; faltam palavras para mensurar a minha gratidão.

Aos meus pets, Nika (*in memoriam*), Filomena, Nalu, Quinzinho e Mimosa, por me oferecer o amor mais puro que existe.

Aos meus amigos desde o primeiro semestre, Nathália, Rafael e Arthur: obrigada pela amizade e pelo companheirismo de sempre. Levarei vocês para a vida.

Ao meu orientador, Wellington Lopes, agradeço pelo apoio e pela orientação, fundamentais para a realização deste trabalho.

Ao CEFET-MG, que me acolheu e me formou, oferecendo não apenas conhecimento, mas também propósito.

Por fim, estendo minha gratidão a todas as pessoas que, direta ou indiretamente, contribuíram para a conclusão desta etapa.

"*Seja forte e corajosa*"

Josué 1:9

RESUMO

A estampagem profunda é um processo consolidado na indústria automotiva, sendo o controle das propriedades do material determinante para a integridade dos componentes produzidos. O presente trabalho objetivou analisar a influência do processo de estampagem profunda nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço SAE 1020. Neste caso, foram confeccionados *blank*s circulares com diâmetros de 85, 95, 100 e 105 mm e posteriormente conformados pelo ensaio Swift com punção de 50 mm, sem lubrificação. A caracterização mecânica foi realizada por ensaios de cisalhamento e microdureza Vickers, e a microestrutural por microscopia óptica com ataque em Nital 5%, aplicados antes e após a estampagem. O *blank* de 100 mm foi o maior diâmetro conformado sem ruptura, resultando em LDR igual a 2,0. Após a estampagem, a dureza média elevou-se de 102,3 HV para 163,0 HV, um incremento de 59%, estatisticamente confirmado pelo teste *t* de *Student*. Os ensaios de cisalhamento corroboraram o endurecimento, com tensão máxima passando de 340 MPa para cerca de 400 MPa. Microestruturalmente, não foram observadas mudanças relevantes, apenas a tendência para a fragmentação das colônias de perlita. Os resultados confirmam que a estampagem profunda induz encruamento generalizado no aço SAE 1020, com aumento da dureza e da resistência ao cisalhamento, evidenciando a importância do controle dos parâmetros de processo para a obtenção de componentes com integridade mecânica adequada.

Palavras-chave: Estampagem profunda, Aço SAE 1020, Encruamento, LDR, Ensaio Swift

ABSTRACT

Deep drawing is a well-established process in the automotive industry, where control of material properties is determinant for the structural integrity of manufactured components. This study aimed to analyze the influence of the deep drawing process on the mechanical and microstructural properties of SAE 1020 steel. Circular *blank*s with diameters of 85, 95, 100, and 105 mm were produced and formed using the Swift cup test with a 50 mm diameter punch, under dry friction conditions. Mechanical characterization was performed through shear tests and Vickers microhardness measurements, while microstructural analysis was conducted by optical microscopy with 5% Nital etching, both applied before and after the stamping operation. The 100 mm *blank* was the largest diameter successfully formed without fracture, yielding a Limiting Drawing Ratio (LDR) of 2.0. Following deep drawing, the mean hardness increased from 102.3 HV to 163.0 HV, representing a 59% increment statistically confirmed by Student's t-test. Shear tests corroborated the strain hardening effect, with maximum shear stress rising from 340 MPa to 390–400 MPa. Microstructural analysis revealed elongation of ferritic grains and fragmentation of pearlite colonies. The results confirm that deep drawing induces generalized strain hardening in SAE 1020 steel, with concurrent increases in hardness and shear strength, highlighting the importance of process parameter control for obtaining stamped components with adequate mechanical integrity.

Keywords: Deep drawing. SAE 1020 steel. Strain hardening. Limiting drawing ratio. Swift test.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquema matriz estampagem 19
Figura 2 - Principais estados de tensão e esforços mecânicos aplicados ao material 22
Figura 3 - Processo de cisalhamento em chapa metálica, destacando a zona de deformação localizada. 24
Figura 4 - Comparação dos critérios de von Misses e Tresca 26
Figura 5 - Componentes de um conjunto de punção e matriz 28
Figura 6 - Cisalhamento de uma chapa metálica 29
Figura 7 – Morfologia da borda cisalhada 30
Figura 8 - Geometria e deformação na dobra de chapas. 32
Figura 9 - Dois métodos comuns de dobramento 33
Figura 10 - Representação do processo de peças em formato de copo 36
Figura 11 - Estágios na deformação da peça no embutimento 36
Figura 12 - Processo de fabricação de uma cuba de pia em aço inoxidável por estampagem 39
Figura 13 – Produto estampado: bojo de uma pia de aço inoxidável 39
Figura 14 - Ferramenta para o ensaio Erichsen 40
Figura 15 - Esquema ensaio Swift 41
Figura 16 - Tipos de esforços no embutimento profundo 42
Figura 17 - Copos conformados em aço baixo teor de carbono. 43
Figura 18 - Esquema ensaio Bulge Test 44
Figura 19 - Ensaio de Nakajima 45
Figura 20 - Aspecto típico de uma curva CLC 45
Figura 21 - Formação de um par de linha de Kikuchi e padrão de difração real (EBSP) 48
Figura 22 - Representação do mecanismo de deformação plástica em uma rede cristalina 50
Figura 23 - Curvas de tensão-deformação para os aços ao carbono, microligado e bifásico. 51
Figura 24 - Micoestrutura típica de um aço SAE 1020 54
Figura 25 - Morfologia da microestrutura bifásica 55
Figura 26 - Fluxograma do desenvolvimento da primeira etapa do trabalho 58
Figura 27 - Fluxograma do desenvolvimento da segunda etapa do trabalho 59
Figura 28 - *Blanks* de aço SAE 1020 60
Figura 29 - Conjunto utilizado para o ensaio Swift 61
Figura 30 - Máquina de ensaios universais 62
Figura 31 - Equipamento, local de amostragem e corpo de prova pós-ensaio 63

Figura 32 - Microdurômetro Shimadzu HMV 64
Figura 33 - Carga em função do deslocamento do punção para diferentes diâmetros de *blank* 65
Figura 34 - *Boxplot* da microdureza Vickers (HV) do aço SAE 1020 antes e após a estampagem. 69
Figura 35 - Curva tensão cisalhante *versus* deformação cisalhante 71
Figura 36 - Microestruturas do aço SAE:como recebido e após estampagem 72

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química do aço SAE 1020 59
Tabela 2 - Medição da profundidade dos copos estampados 67

LISTA DE ABREVISTURA E SIGLAS

AHSS: Aços Avançados de Alta Resistência

AISI: Instituto Americano do Ferro e do Aço

CCC: Cúbica de Corpo Centrado

CLC: Curva Limite de Conformação

DP600: Aço Bifásico com Resistência de 600 MPa

EBSD: Difração de Elétrons Retroespalhados

EBSP: Padrão de Difração de Elétrons Retroespalhados

EMIC: Marca da Máquina Universal de Ensaios

FEA: Análise de Elementos Finitos

FLC: Curva Limite de Conformação

Fe_3C: Cementita

HB: Dureza Brinell

HBT: Ensaio de Abaulamento Hidráulico

HMV: Modelo do Microdurômetro Shimadzu

HRC: Dureza Rockwell Escala C

HV: Dureza Vickers

kgf: Quilograma-força

kN: Quilonewton

LDH: Altura Limite de Cúpula

LDR: Razão Limite de Estampagem

mm: Milímetro

MPa: Megapascal

Nm: Newton-metro

SAE: Sociedade de Engenheiros Automotivos

SPCC: Aço Laminado a Frio de Uso Comercial

µm: Micrômetro

VC-131: Aço Ferramenta para Punções e Matrizes

VND: Aço Ferramenta para Placa de Choque

W: Watt

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO **16**

2 OBJETIVOS **17**

2.1 Objetivo geral **17**

2.2 Objetivos Específicos **17**

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA **18**

3.1 Estampagem **18**

3.1.1 Conceito e fundamentação ***18***

3.1.2 Fundamentos mecânicos da Estampagem ***21***

3.1.2.1 Estado de Tensões *21*

3.1.2.2 Critérios de escoamento *24*

3.1.2.3 Conformabilidade *26*

3.2 Tipos de estampagem **27**

3.2.1 Corte ***27***

3.2.2 Dobramento ***31***

3.2.3 Embutimento ***34***

3.3 Ensaios de estampabilidade **39**

3.3.1 Ensaio Erichsen ***39***

3.3.2 Ensaio Swift ***40***

3.3.3 Bulge Test ***44***

3.3.4 Ensaio Nakajima ***44***

3.4 Parâmetros de estampabilidade: CLC e LDR **45**

3.5 Anisotropia **46**

3.6 Encruamento **49**

3.7 Materiais para estampagem **53**

3.7.1 Microestrutura ***53***

3.7.2 Propriedades mecânicas ***56***

4 MATERIAIS E MÉTODOS **58**

4.1 Fluxograma do desenvolvimento dos processos do projeto **58**

4.2 Material **59**

4.3 Métodos **59**

4.3.1 Estampagem ***60***

4.3.1.1 Ensaio Swift ***60***

4.3.2 Caracterização Mecânica ***63***

4.3.2.1 Ensaio de cisalhamento *63*

4.3.2.2 Microdureza Vickers *63*

4.3.3 Caracteroização Microestrutural ***63***

4.3.3.1 Microscopia óptica *63*

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES **65**

5.1 Ensaio de estampagem: ensaio Swift **65**

5.1.1 Análise da razão limite de estampagem (LDR) ***65***

5.2. Caracterização Mecânica **68**

5.2.1 Microdureza Vickers ***68***

5.2.2 Ensaio de Cisalhamento ***70***

5.3 Caracterização microestrutural **72**

6 CONCLUSÕES **75**

7 REFERÊNCIAS **76**

1 INTRODUÇÃO

A estampagem é um processo de conformação plástica de chapas metálicas, realizado predominantemente a frio, no qual punção e matriz promovem deformação permanente do material sem remoção significativa de massa (HELMAN; CETLIN, 2012). Sua ampla aplicação na indústria e na produção de bens de consumo duráveis encontra nos aços baixo carbono um dos materiais mais adequados, cuja microestrutura ferrítica-perlítica confere elevada ductilidade, alto coeficiente de encruamento e boa conformabilidade (PADILHA, 1997; CHIAVERINI, 2008). O aço SAE 1020, com teor de carbono entre 0,18% e 0,23%, é representante consolidado dessa classe e recorrentemente empregado em componentes estampados pela combinação entre propriedades mecânicas equilibradas e baixo custo (CHIAVERINI, 2008).

Durante a estampagem profunda, o material é submetido a um estado heterogêneo de tensões que combina tração nas paredes, compressão no flange e dobramento no raio da matriz, gerando distribuição não uniforme de encruamento ao longo da peça (SCHAEFFER, 2004; VADAVADAGI *et al.,* 2021). Esse fenômeno altera localmente a dureza e a resistência mecânica em relação ao estado inicial do material, com influência direta na microestrutura. A caracterização experimental integrada dessas modificações, correlacionando parâmetros de estampabilidade, propriedades mecânicas e evolução microestrutural, constitui base indispensável para a compreensão do desempenho de aços baixo carbono em aplicações industriais.

Para investigar essas modificações, o presente trabalho caracterizou experimentalmente o aço SAE 1020 antes e após estampagem profunda, por meio do ensaio Swift, ensaios de cisalhamento, microdureza Vickers e microscopia óptica. A partir dos resultados obtidos, buscou-se analisar a influência do processo de estampagem profunda nas propriedades mecânicas e microestruturais desse material, correlacionando os parâmetros de estampabilidade com as alterações mecânicas e estruturais identificadas em cada condição avaliada.

.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho foi analisar a influência do processo de estampagem profunda nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço SAE 1020.

2.2 Objetivos específicos

- Determinar a Razão Limite de Estampagem (LDR) do aço SAE 1020 por meio de ensaios com *blanks* de 85, 90, 100 e 105 mm de diâmetro;
- • Caracterizar, por microscopia óptica, a microestrutura do aço SAE 1020 após a estampagem, utilizando o *blank* que exibir o maior endurecimento após a estampagem;
- • Caracterizar mecanicamente o aço SAE 1020, antes e após a estampagem, por meio de ensaios de cisalhamento, considerando o *blank* que apresentar o maior encruamento após a operação de estampagem;
- • Avaliar a dureza Vickers do aço SAE 1020 após a estampagem, utilizando exclusivamente o *blank* apresentar o maior endurecimento pós estampagem.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Estampagem

3.1.1 Conceito e fundamentação

No cenário da manufatura contemporânea, a estampagem destaca-se como um dos principais processos de conformação mecânica aplicados à produção de componentes metálicos em larga escala. Sob essa ótica, o emprego dessa técnica está intrinsecamente conectado a diversos segmentos industriais, com protagonismo na fabricação de bens de consumo duráveis, sobretudo aqueles oriundos da indústria automotiva (BRESCIANI *et al*., 2011). Justamente nesse setor, o controle rigoroso das variáveis de processo e, principalmente, da seleção de materiais torna-se fundamental para atender às normas de desempenho e segurança exigidas pelos diferentes tipos de produtos. Dessa forma, viabiliza-se a obtenção de componentes que conciliam elevada resistência mecânica com a redução de peso estrutural, atendendo, por exemplo, às crescentes demandas por eficiência energética dos veículos.

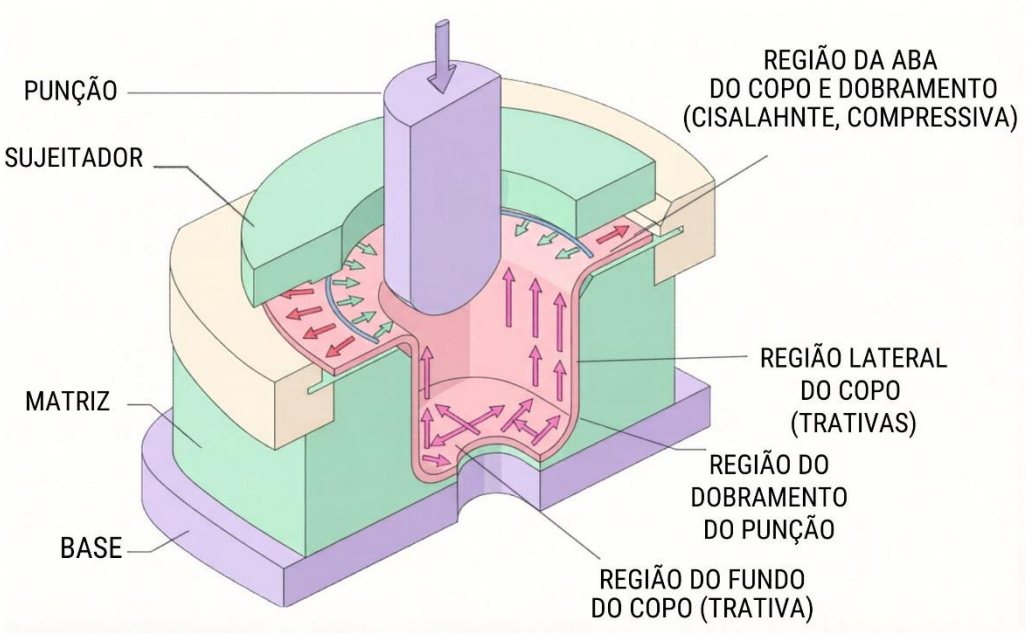
Nesse contexto, a estampagem consiste, primordialmente, em um processo de conformação plástica de chapas metálicas, realizado majoritariamente a frio, no qual a aplicação controlada de esforços por meio do punção e da matriz provoca a deformação permanente do material, sem remoção significativa de massa, com o objetivo de obter geometrias específicas e elevada precisão dimensional. Cabe destacar que essa conservação de material preserva a continuidade estrutural do metal, favorecendo o encruamento e o consequente ganho de resistência mecânica da peça final, conforme os fundamentos da conformação mecânica descritos por Helman e Cetlin (2012).

Complementarmente a essas bases teóricas, a deformação controlada da chapa metálica depende, de modo fundamental, da integração entre as propriedades intrínsecas do material e a geometria das ferramentas utilizadas. A esse respeito, Schaeffer (2004) argumenta que o uso de processos de conformação é estrategicamente vantajoso, pois permite a manufatura de peças com elevada velocidade produtiva e redução dos custos operacionais, garantindo ainda propriedades mecânicas dificilmente alcançáveis por outras técnicas. Assim sendo, o desenvolvimento técnico do ferramental torna-se um pilar central do processo, uma vez que as matrizes atuam diretamente na aplicação e na distribuição das tensões necessárias para moldar o material conforme as especificações desejadas.

Para melhor compreensão desse arranjo, a Figura 1 ilustra a matriz de estampagem, evidenciando a complexidade do estado de tensões envolvido na operação. Como se pode

observar, predominam nesse processo componentes trativas, compressivas e cisalhantes, cuja distribuição é condicionada pela geometria do ferramental, pelos parâmetros operacionais empregados e pelas propriedades mecânicas do material, em consonância com os fundamentos atuais da mecânica da conformação de chapas.

Figura 1 - Esquema matriz estampagem



Fonte: Adaptado de BRESCIANI *et al*, 2011 com auxílio do Google Gemini, 2026.

Na operação de embutimento profundo, a conformação da chapa é regida por um estado complexo de tensões, no qual a redução gradativa da circunferência do disco na região da aba induz o surgimento de tensões de compressão circunferencial. A esse respeito, Groover (2010) adverte que esse fenômeno pode resultar no enrugamento do material, sendo necessária, portanto, a aplicação de uma pressão de sujeição controlada para mitigar tais instabilidades sem, contudo, obstruir o escoamento plástico em direção à matriz. Em consonância com essa perspectiva, Cruz (2008) destaca que o correto dimensionamento do prensa-chapa é essencial para assegurar a integridade geométrica da peça, atuando diretamente na prevenção de ondulações e garantindo a manutenção da planicidade necessária para a obtenção de um produto final isento de defeitos superficiais.

Para além desse mecanismo de sujeição, o equilíbrio entre as tensões de estiramento radial e as forças de atrito também determina, de modo decisivo, a viabilidade da operação e a integridade geométrica do componente. Conforme relatado por Bresciani *et al.* (2011) e Cruz (2008), tais esforços são influenciados diretamente pelas condições de lubrificação e pela rugosidade das interfaces entre a chapa e as ferramentas, fatores que modulam o fluxo do

material e previnem variações indesejadas na espessura da peça. Essas interações tornam-se ainda mais relevantes quando se considera que, como observam Helman e Cetlin (2010), a resistência ao deslizamento define não apenas a carga total de conformação, mas também a distribuição das pressões e o nível de desgaste das matrizes, impactando, por conseguinte, a eficiência do processo.

Em complemento aos aspectos tribológicos, a integridade estrutural nas paredes e no fundo do copo depende diretamente da relação entre as tensões de tração longitudinais e o limite de resistência do material. Sobre esse ponto, Bresciani *et al*. (2011) observam que o esforço máximo de estampagem ocorre, tipicamente, nos estágios iniciais da operação, período em que a probabilidade de falhas ou rupturas se mostra mais acentuada. Nesse contexto, a interação entre punção e matriz, mediada pela folga entre as ferramentas, define o gradiente de espessuras final da peça, o qual se caracteriza por um acúmulo de massa nos bordos superiores, em decorrência da compressão, e por um adelgaçamento crítico nas paredes inferiores, onde predominam as solicitações trativas e o estiramento severo.

Diante da diversidade de mecanismos envolvidos, faz-se necessário situar o embutimento profundo dentro do universo mais amplo das operações de estampagem. Sob a perspectiva de Kalpakjian e Schmid (2023), essa modalidade de conformação compreende operações fundamentais como o corte, dobramento e o próprio embutimento profundo. Em todas essas operações, o desempenho do processo é influenciado por variáveis como a resistência ao cisalhamento do material, a espessura da chapa e as dimensões da peça e das ferramentas envolvidas. Tal classificação, vale ressaltar, mostra-se consistente com a abordagem proposta por Chiaverini (1986), que insere a estampagem no grupo dos processos de conformação plástica, distinguindo-a dos processos de usinagem pelo fato de promover a alteração da forma sem remoção significativa de material.

Do ponto de vista mecânico, a estampagem fundamenta-se na deformação plástica do material que ocorre quando as tensões aplicadas ultrapassam o limite de escoamento, promovendo a alteração permanente da forma sem ruptura. Assim, o sucesso do processo depende fundamentalmente da capacidade do metal em acomodar os esforços impostos durante a conformação, preservando sua continuidade estrutural (STRAFFELINI, 2023). Nesse sentido, propriedades como ductilidade, resistência mecânica e conformabilidade tornam-se determinantes para evitar a ocorrência de instabilidades, tais como a estricção localizada ou a fratura prematura (FOLLE et al., 2024; PEREIRA; PEIXINHO; COSTA, 2024). Em reforço a essa premissa, Dieter (1988) enfatiza que a seleção adequada do material deve considerar a

combinação entre resistência e capacidade de deformação, de modo a assegurar um comportamento estável sob carregamentos combinados.

Além desses aspectos relativos ao comportamento do material, por se tratar de um processo conservativo em termos de massa, a estampagem ocorre mediante a redistribuição volumétrica do material sob a ação das ferramentas, cabendo à fluência plástica a responsabilidade pelo preenchimento adequado das matrizes e pela obtenção das dimensões especificadas (SCHAEFFER, 2004). Em síntese, é justamente essa capacidade de moldar a geometria sem perda significativa de material que fundamenta a compreensão técnica do desempenho da estampagem em aplicações industriais.

3.1.2 Fundamentos mecânicos da Estampagem

3.1.2.1 Estado de Tensões

A precisão de simulações computacionais e a integridade de peças estampadas dependem diretamente da análise do estado de tensões a que o material é submetido. No caso dos aços de baixo carbono, as propriedades de conformação são tradicionalmente caracterizadas por ensaios de tração uniaxiais (DIETER, 1981), cujos dados de escoamento e ductilidade fundamentam a previsão de operações de corte e dobra. Isso se deve ao fato de a estrutura desses materiais permitir uma deformação plástica homogênea, compatível com modelos matemáticos simplificados.

Entretanto, aços tecnologicamente mais avançados, como os de alta resistência, demandam abordagens mais robustas. Nesse contexto, Sobotka *et al.* (2024) argumentam que ensaios unidimensionais são insuficientes para capturar a influência do estado multiaxial e do histórico de carregamento no comportamento mecânico. Por essa razão, em modelos avançados de Análise de Elementos Finitos (FEA), a caracterização precisa do escoamento exige parâmetros sob tensão equi-biaxial, obtidos por meio do ensaio de abaulamento hidráulico (HBT).

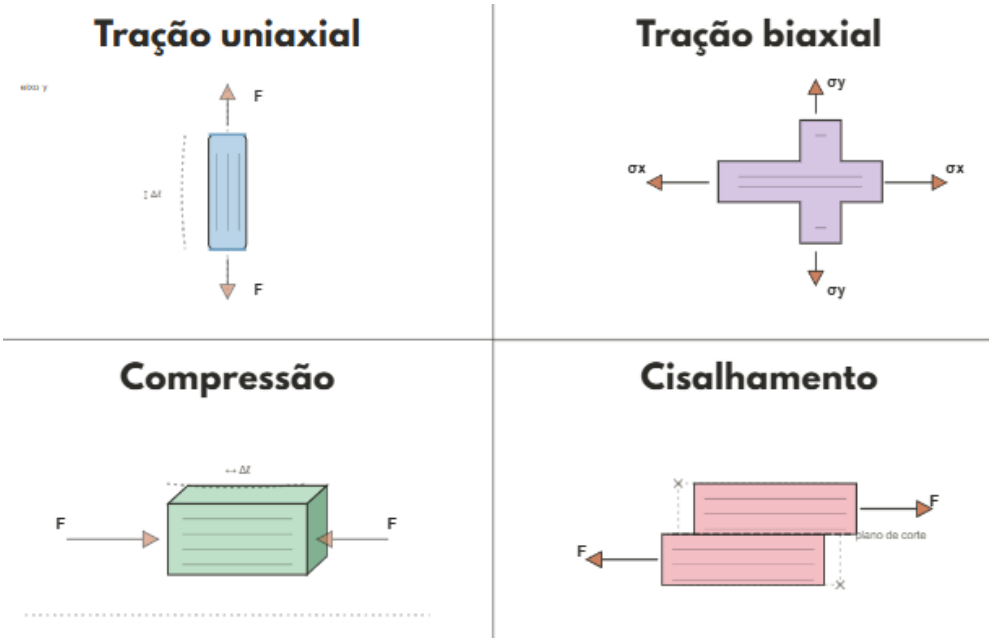
A diferença fundamental entre essas duas classes reside na sensibilidade ao caminho de deformação. Nos aços de baixo carbono, a análise técnica concentra-se na relação entre força aplicada e área de atuação para definir o escoamento sem rupturas prematuras (HELMAN; CETLIN, 2010). Nos aços de alta resistência, por outro lado, a elevada energia de conformação e a menor reserva de ductilidade tornam indispensável o uso de ensaios biaxiais, a fim de evitar que a simulação subestime as tensões reais de operação. Observa-se, assim, que a transição da manufatura de componentes simples para estruturas de alto desempenho exige uma evolução

correspondente na caracterização do material, que deve avançar dos parâmetros uniaxiais básicos para descrições multiaxiais complexas (SOBOTKA *et al.,* 2024).

Diante dessa necessidade, torna-se indispensável integrar os diferentes estados de tensões que atuam simultaneamente em múltiplas direções. Essa abordagem permite definir, com rigor, o chamado mapa de escoamento (*yield locus*), que mapeia matematicamente o limite a partir do qual o metal deixa de ser elástico e assume uma deformação permanente (DIETER, 1981). Cabe ressaltar, contudo, que a precisão nesse cálculo exige o uso de critérios como os de Tresca e Von Mises, uma vez que a transição para a fase plástica também depende das condições térmicas e da velocidade de deformação (SCHAEFFER, 2004).

Sob essa ótica, percebe-se que o material experimenta uma combinação variada de solicitações enquanto flui para preencher uma matriz, englobando tração em um ou mais eixos, compressão e cisalhamento, este último ocorrendo quando as camadas internas do metal deslizam entre si (GROOVER, 2012). A correta identificação dessas forças por meio do *yield locus* mostra-se vital para prever falhas prematuras ou afinamentos excessivos na chapa. Tais estados e as respectivas deformações encontram-se representados na Figura 2.

Figura 2 - Principais estados de tensão e esforços mecânicos aplicados ao material



Fonte: Imagem gerada pelo Google Gemini, 2026.

Dentre esses estados, o de tração uniaxial ($\sigma_1 > 1, \sigma_2 \approx 0$) é o mais elementar, sendo fundamental para a determinação de propriedades como o limite de escoamento e a resistência à tração. Conforme Rocha (2022), em peças de geometria complexa as laterais podem apresentar tensões radiais com tensões circunferenciais nulas, aproximando-se desse estado no

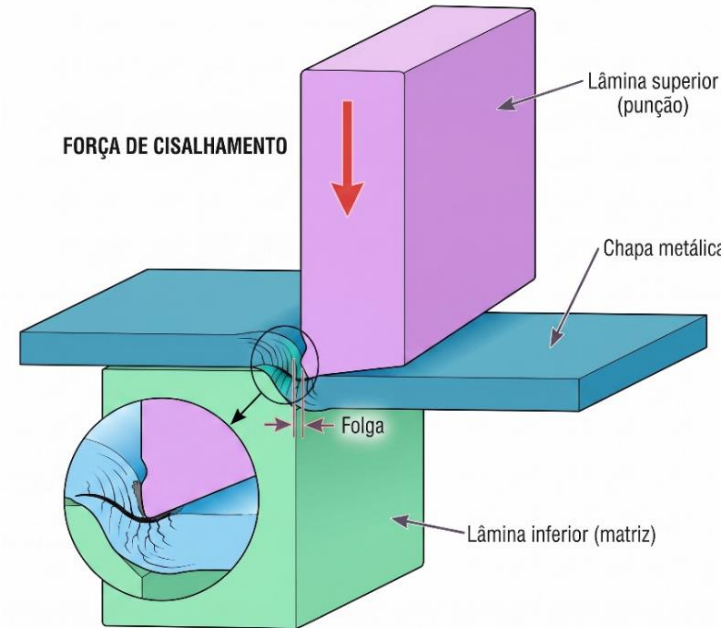
plano da chapa. Não obstante, Sigvant *et al*. (2009 *apud* BAO *et al*., 2024) advertem que esse modelo possui limitações práticas, restringindo-se a baixos níveis de deformação antes do surgimento da estricção. Em complemento, Hosford e Caddell (2011) destacam que essa instabilidade ocorre quando a taxa de encruamento já não compensa a redução da seção transversal, o que impede o uso direto dos dados uniaxiais para descrever regiões da chapa submetidas a estiramento ou tensões multiaxiais.

Em razão dessas limitações, para representar fielmente o comportamento em zonas de estiramento severo, a caracterização deve evoluir para o estado de tração biaxial, visto que ensaios uniaxiais não descrevem adequadamente as condições reais da estampagem. Corroborando essa perspectiva, Helman e Cetlin (1983) afirmam que o estado biaxial é predominante em processos de estiramento, exigindo modelos que considerem essa complexidade para evitar falhas prematuras.

Paralelamente, a compressão configura-se como fator igualmente determinante durante o dobramento, influenciando a cinemática do fluxo de material nas regiões periféricas (abas). A esse respeito, Folle *et al*. (2024) explicam que, em estampagem profunda, o metal passa por ciclos de carga reversa, sendo dobrado e desdobrado ao transitar pelo raio da matriz. Esse fenômeno, denominado efeito *Bauschinger*, caracteriza-se pela redução da tensão de escoamento após a inversão do sentido do esforço. Por conseguinte, considerá-lo torna-se obrigatório para que simulações alcancem uma predição precisa do retorno elástico (*springback*) em aços de alta resistência.

Além disso, o cisalhamento representa outra condição crítica na conformação, ocorrendo por deslizamento entre planos paralelos com triaxialidade próxima a zero. Esse fenômeno é visível na interação entre punção e matriz, representada na Figura 3, na qual a folga entre as ferramentas determina a zona de deformação. Conforme apontam Folle et al. (2024), as falhas originadas por esse mecanismo são insidiosas, pois se manifestam com afinamento localizado mínimo, dificultando sua detecção por critérios baseados apenas na deformação superficial. Corroborando essa perspectiva, Luo e Wierzbicki (2010) demonstram que a fratura por cisalhamento pode ocorrer sem estricção prévia, evidenciando a inadequação dos modelos convencionais. Diante disso, nota-se uma tendência à adoção de critérios de fratura dúctil, capazes de identificar com maior rigor o limite de integridade do material em regiões onde o cisalhamento predomina.

Figura 3 - Processo de cisalhamento em chapa metálica, destacando a zona de deformação localizada.



Fonte: Adaptado de ALEKVS, 2024 com auxílio do Google Gemini, 2026.

3.1.2.2 Critérios de escoamento

A compreensão dos critérios de escoamento constitui a base teórica para o estudo de um aspecto de maior interesse tecnológico: a conformabilidade dos materiais metálicos. Esta pode ser definida como a capacidade de uma chapa metálica sofrer deformação plástica sem ruptura ou estricção localizada, durante operações de estampagem, dobramento e estiramento profundo (SCHAEFFER, 2004). Trata-se de propriedade multifatorial, governada pelo coeficiente de encruamento (n), pelo índice de anisotropia plástica (r) e pela espessura da chapa, parâmetros que determinam o desempenho do material em processos de conformação a frio (BARBOSA JAIMES; GARCÍA-PÁEZ; CASADIEGO-PERALTA, 2023). no caso de aços com baixo teor de carbono, a elevada ductilidade e a adequada relação resistência–deformação os consagram como um dos materiais mais empregados em estampagem média e em componentes automotivos de geometria moderadamente complexa (CHAVERINI, 2008).

Nesse sentido, o critério de Tresca, fundamentado na máxima tensão de cisalhamento, estabelece que o escoamento ocorre quando a diferença entre a maior e a menor tensão principal atinge um valor crítico, sendo geometricamente representado por uma superfície de escoamento hexagonal no espaço das tensões principais (HOSFORD; CADDELL, 2011). De forma complementar, Banabic (2010) descreve o critério de Von Mises, fundamentado na energia de distorção, segundo o qual o escoamento se inicia quando a energia associada às tensões desviadoras alcança um limite crítico, produzindo uma superfície elipsoidal no mesmo plano. Nessa mesma linha, Cunha Jr. *et al*. (2024) destacam que ambos são amplamente aplicados a

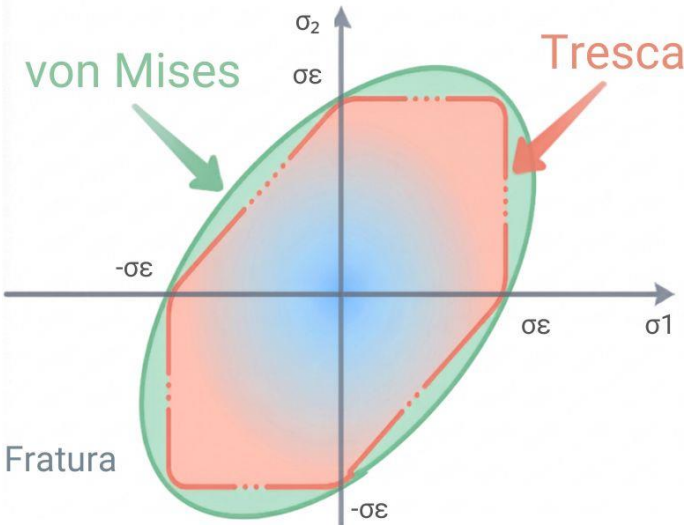
metais policristalinos isotrópicos, sendo Tresca classicamente reconhecido como o mais conservador sob a perspectiva determinística; contudo, ao se considerarem incertezas nos parâmetros de projeto, Von Mises pode se mostrar mais conservador em contextos probabilísticos.

Para além das diferenças formais entre os dois modelos, é importante destacar que, na aplicação prática, a escolha do critério de escoamento influencia diretamente a previsão da distribuição de tensões, do início da deformação plástica e da capacidade de um material suportar a aplicação de um carregamento mecânico. Segundo a literatura clássica de Dieter (1981), modelos baseados em Von Mises preveem com maior precisão o aumento da resistência mecânica após processos de deformação, apresentando diferenças quantitativas relevantes quando comparados às soluções obtidas pelo critério de Tresca.

Apesar de constituírem os pilares clássicos da teoria da plasticidade, os critérios de Tresca e Von Mises pressupõem comportamento isotrópico, hipótese que limita sua precisão na modelagem de chapas metálicas submetidas a processos termomecânicos. Firat *et al*.(2021) advertem que sua natureza puramente isotrópica limita a precisão em processos de conformação de chapas, nos quais o histórico termomecânico induz uma anisotropia plástica significativa no material. Em consonância, Zheng e Yoon (2024) destacam que a laminação confere às chapas uma orientação preferencial de grãos, de modo que critérios anisotrópicos, como os de Hill e Barlat, fornecem aproximações mais realistas do escoamento em metais conformados, especialmente em aços e ligas de alumínio empregados na indústria automotiva.

Por fim, a transição entre os regimes elástico e plástico em materiais dúcteis pode ser analisada por meio da Figura 4, que ilustra o contraste entre os critérios de Von Mises e Tresca, delimitando a fronteira entre o regime elástico e a deformação plástica em materiais dúcteis. Como se observa, enquanto o critério de Tresca estabelece um limite inferior mais restrito por meio de seu hexágono de escoamento, a elipse de Von Mises, fundamentada na energia de distorção, proporciona uma correlação experimental superior. Nesse contexto, qualquer estado de tensão situado no interior dessas geometrias compõe a região segura, indicando que o componente operará sem danos permanentes; em contrapartida, ao ultrapassar esses limites, o material atinge a região de fratura, resultando em falha estrutural.

Figura 4 - Comparação dos critérios de von Misses e Tresca



Fonte: Adaptado de HIBBELER, 2003 com auxílio do Google Gemini, 2026.

3.1.2.3 Conformabilidade

O mapeamento do escoamento sob estados combinados de tensão torna-se indispensável para prever o início da deformação permanente durante o processamento das chapas. A fundamentação teórica da estampagem reside na compreensão dos critérios de escoamento, que definem o limite de transição plástica sob estados complexos de tensão. Embora modelos clássicos forneçam a base matemática para a descrição desse fenômeno, a engenharia moderna exige a incorporação da anisotropia plástica para prever com precisão o comportamento do material em processos de embutimento profundo (CETLIN; HELMAN, 1983).

Nesse escopo, o coeficiente de anisotropia (r), expressa a razão entre a deformação verdadeira na largura e a deformação na espessura durante o ensaio de tração, indicando a capacidade da chapa de resistir ao afinamento (DIETER, 1981). Quanto maior o valor de r, mais o material preserva sua espessura, característica diretamente desejável em operações de embutimento profundo. Pesquisas recentes reforçam que critérios anisotrópicos são fundamentais para descrever o comportamento em estampagem em ligas onde a orientação preferencial de grãos dita a evolução do escoamento (HOU *et al*., 2023). Materiais com elevado valor de r tendem, ainda, a apresentar microestruturas favoráveis à deformação plástica homogênea, o que os torna especialmente adequados para aplicações de embutimento, característica marcante nos aços de baixo teor de carbono.

Diante desse panorama, aços de baixo teor de carbono destacam-se por sua elevada conformabilidade, boa ductilidade e baixa tensão de escoamento, características que favorecem a deformação plástica sem o surgimento de defeitos prematuros (ZANINI, 2023). Esse

comportamento está diretamente associado à sua microestrutura predominantemente ferrítica, a qual confere ao material elevada mobilidade de discordâncias e, sobretudo, alto coeficiente de encruamento (n), grandeza que quantifica a capacidade do material de distribuir a deformação de forma homogênea e, por isso, é o principal fator responsável por retardar o início do empescoçamento localizado (PADILHA, 1997; COLPAERT, 2008; PAUL, 2025).

Para além das propriedades macroscópicas, variáveis microestruturais como o tamanho de grão e a presença de precipitados influenciam diretamente a ductilidade e a tenacidade do produto, de modo que o controle dessas características é condição necessária para a reprodutibilidade do processo de estampagem. Esse conjunto de propriedades distingue os aços de baixo carbono dos materiais pertencentes à classe de alta resistência que embora ofereçam maior resistência mecânica, apresentam limites de instabilidade distintos, como maior propensão ao retorno elástico (*springback*) e ao empescoçamento, e exigem maiores esforços de conformação sob estados complexos de tensão. (KAREEM, 2025; CUERVO-BASURTO *et al.,* 2022).

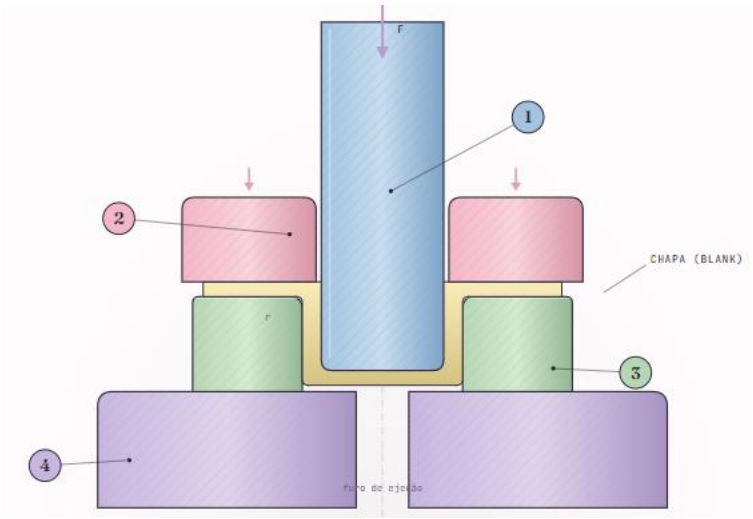
Em síntese, a análise moderna da conformabilidade expande-se para além da instabilidade plástica localizada, integrando também limites de fratura por tração ou cisalhamento, uma vez que essas falhas podem ocorrer antes do colapso estrutural da chapa em determinados processos produtivos (SILVA *et al*., 2015). Nesse contexto, a Curva Limite de Conformação (CLC) consolida-se como o principal ferramental para mapear experimentalmente os pares de deformação crítica que separam as condições seguras de processamento das condições de falha, constituindo referência indispensável para a otimização dos parâmetros de estampagem.

3.2 Tipos de estampagem

3.2.1 Corte

Dentre as operações fundamentais da estampagem, o corte destaca-se por permitir a separação de uma porção da chapa do material original seguindo um contorno pré-determinado. De acordo com Cruz (2008), essa separação ocorre quando a chapa é submetida a tensões de cisalhamento provocadas pela descida do punção em direção à matriz, que possui um orifício correspondente ao formato desejado, conjunto cujos componentes principais, punção, extrator e matriz, estão ilustrados na Figura 5.

Figura 5 - Componentes de um conjunto de punção e matriz



(1) punção; (2) extrator; (3) matriz; (4) base
Fonte: Adaptado de SCHAEFFER (1999) com auxílio do Google Gemini, 2026.

Para que esse conjunto opere com precisão e longevidade, a escolha dos materiais de cada componente é determinante. Punções e matrizes, por serem as peças sujeitas aos maiores esforços, exigem elevada dureza e resistência ao desgaste, sendo recomendado o uso de aço ferramenta como o VC-131, tratado para atingir entre 60 e 62 HRC (CRUZ, 2008). Outros itens estruturais apresentam exigências distintas: a placa de choque, em aço VND (54–56 HRC), é responsável por absorver impactos, enquanto as bases, em aço 1020 ou 1045, garantem a estabilidade mecânica do conjunto (CRUZ, 2008). O alinhamento da chapa, por sua vez, é assegurado pelo pino piloto, fabricado em aço VC-131 (60–62 HRC) para suportar as exigências do processo (CRUZ, 2008).

Essas especificações, no entanto, referem-se a condições de operação convencionais. Em regimes de produção de alta velocidade e grande volume, a literatura técnica sugere o emprego de materiais de desempenho superior, como aços rápidos, que mantêm a integridade estrutural e a resistência mesmo sob as severas condições térmicas resultantes do atrito contínuo verificado durante o ciclo de corte (GROOVER, 2010). Nesse sentido, Bohdal *et al*. (2023) reforçam que o desgaste acelerado do ferramental em regimes de alta cadência está diretamente associado à inadequação dos materiais empregados, sendo o controle do desgaste um dos principais fatores para a manutenção da qualidade dimensional das peças ao longo da produção. Kalpakjian e Schmid (2010) ressaltam, ainda, que a seleção criteriosa do material do ferramental impacta não apenas a durabilidade da ferramenta, mas toda a cadeia produtiva, uma vez que a especificação inadequada eleva os custos de manutenção e aumenta a taxa de refugo.

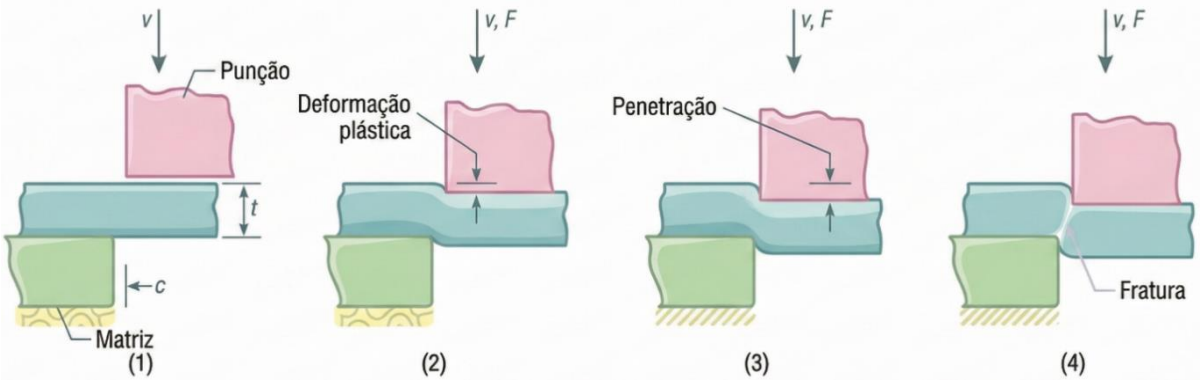
Compreendidos os materiais envolvidos, torna-se necessário analisar o fenômeno de corte em si. Muitas vezes referido como cisalhamento, o corte não ocorre de forma instantânea

em toda a espessura da chapa. Helman e Cetlin (2010) explicam que o cisalhamento é uma decomposição de tensões na qual as forças atuam de maneira paralela à seção de corte. Complementando essa visão, Cruz (2008) divide o processo em três fases distintas e sequenciais:

> (1) Deformação Elástica inicial: No primeiro contato do punção com a chapa, ocorre uma pequena deformação elástica acompanhada de uma deformação plástica superficial no contorno do corte.
>
> (2) Penetração e Deformação Plástica: À medida que a tensão aumenta, o punção penetra no material. Nesta etapa, uma parcela da chapa é cortada de forma suave, gerando uma superfície lisa e brilhante no perfil da peça.
>
> (3) Fratura e Arrombamento: Quando o limite de resistência do material é atingido, iniciam-se trincas que se propagam a partir das bordas do punção e da matriz. O encontro dessas trincas resulta no arrombamento do restante da chapa.

A representação visual dessas três etapas, desde o contato inicial até o rompimento total, pode ser observada na Figura 6. Lindgren *et al*. (2023) corroboram essa descrição ao demonstrar que a propagação de trincas a partir das arestas de corte define a extensão e a morfologia da zona afetada pelo cisalhamento, influenciando diretamente a qualidade final da borda.

Figura 6 - Cisalhamento de uma chapa metálica



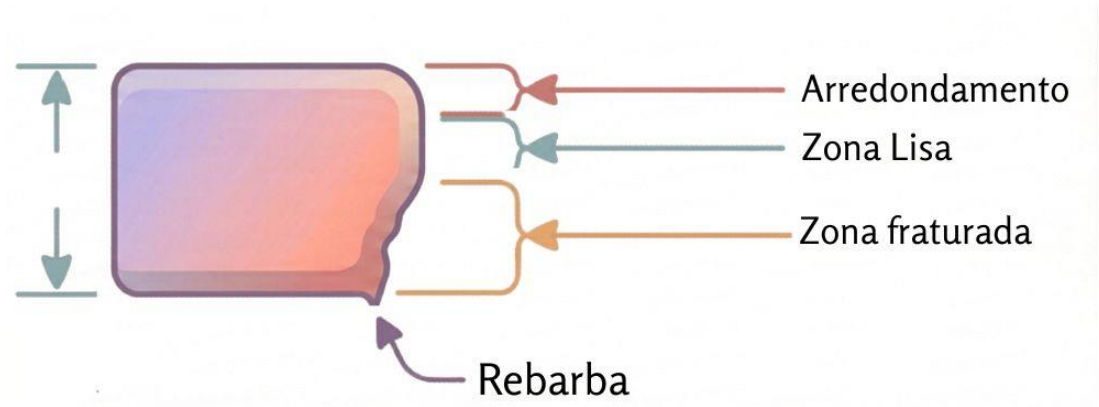
(1) Logo antes da punção entrar em contato com a peça; (2)A punção começa a empurrar a peça causando deformação plástica; (3) A punção comprime e penetra na peça causando uma superfície de corte lisa; (4) A fratura é iniciada nas arestas de corte opostas que separam a chapa.
Fonte: Adaptado de GROOVER (2010). com auxílio do Google Gemini, 2026.

Em decorrência desse processo progressivo, a interação entre as ferramentas e a chapa resulta em uma borda com características morfológicas específicas. Groover (2010) e Cruz (2008) descrevem que a seção de corte é composta por quatro regiões principais: o arredondamento (*rollover*), provocado pelo repuxo do material no início da penetração; a zona lisa (*burnish*), superfície polida resultante do atrito direto entre o punção e o metal; a zona de

fratura, de aspecto rugoso devido à separação brusca do material; e, por fim, a rebarba (*burr*), saliência afiada que se forma na face oposta ao início do corte.

Essa caracterização é reforçada por El Fakir *et al*. (2024), que, por meio de simulação por elementos finitos do ciclo completo de corte, confirmaram a presença e a sequência dessas quatro zonas, demonstrando que suas proporções relativas variam em função direta da folga adotada entre punção e matriz. A disposição dessas quatro regiões na seção transversal da chapa é apresentada na Figura 7.

Figura 7 – Morfologia da borda cisalhada



Fonte: Adaptado de GROOVER (2010). com auxílio do Google Gemini, 2026.

A qualidade dessas regiões, contudo, não depende apenas das fases do corte, mas também da folga entre o punção e a matriz. Uma folga adequada garante que as trincas iniciadas em ambos se encontrem perfeitamente, minimizando a rebarba e otimizando a vida útil do ferramental (CRUZ, 2008). Quando excessiva, a folga provoca o aumento da zona de fratura e da rebarba; quando insuficiente, eleva as forças de corte e acelera o desgaste das ferramentas (GROOVER, 2010). Kalpakjian e Schmid (2010) acrescentam que a folga ideal situa-se tipicamente entre 2% e 10% da espessura da chapa, variando conforme o tipo e a resistência do material processado. Em processos de alta precisão, como o corte fino (*fine blanking*), utilizam-se folgas extremamente reduzidas e sistemas de contrapressão para garantir que a superfície de corte seja inteiramente lisa, eliminando a zona de fratura típica do corte convencional.

Estabelecidas as características do processo, resta dimensionar a prensa adequada para executá-lo. O dimensionamento de uma prensa de estampagem exige o conhecimento preciso da força de corte necessária para cisalhar o material, esforço que depende diretamente da geometria da peça, da espessura da chapa e da resistência mecânica do metal. Segundo Cruz (2008), a força de corte é calculada multiplicando-se o perímetro total da figura a ser cortada pela espessura da chapa e pela resistência ao cisalhamento do material, conforme expresso na Equação (1).

$$FC = p * e * ciz \quad (1)$$

Onde:

FC = Força de corte;

p = Perímetro;

e = Espessura da chapa;

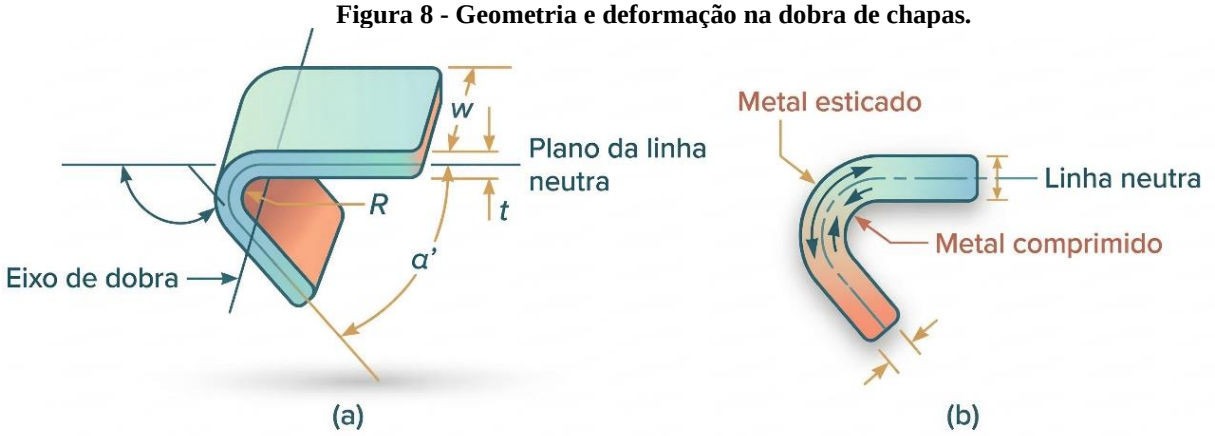
ciz = Tensão limite de resistência ao cisalhamento do material da chapa.

Complementarmente, Groover (2010) destaca que, caso a tensão de cisalhamento seja desconhecida, pode-se adotar aproximadamente 70% da tensão de tração do material para o cálculo. Basak *et al*. (2022) acrescentam que a modelagem do mecanismo de cisalhamento por fratura dúctil permite estimar com maior precisão tanto a força de corte quanto a qualidade da borda resultante, evidenciando a importância de se considerar o comportamento do material à fratura no dimensionamento do processo. Além da força de corte principal, devem-se considerar os esforços de extração, correspondentes à força necessária para retirar o punção de dentro da chapa após a operação, uma vez que o metal tende a exercer pressão radial sobre a ferramenta devido às tensões elásticas residuais (CRUZ, 2008).

3.2.2 Dobramento

O processo de dobramento na estampagem é uma operação de conformação mecânica caracterizada pela deformação plástica de uma chapa metálica em torno de um eixo reto, produzindo uma alteração permanente em sua geometria. Conforme descreve Groover (2010), durante essa operação, o material localizado na parte interna da dobra é comprimido, enquanto o metal na parte externa é estirado pelas tensões de tração, existindo entre essas duas regiões uma camada intermediária, denominada plano neutro, cujo comprimento permanece inalterado, conforme ilustrado na Figura 8. Após a remoção das forças aplicadas, a peça adquire a forma desejada com pouca ou nenhuma alteração em sua espessura. Complementarmente, Wang, Niu, Yan (2024) ressaltam que as tensões normais e de cisalhamento na direção da espessura da chapa não podem ser negligenciadas durante o processo, sob risco de comprometer a precisão da simulação e a correta caracterização da anisotropia do material.

Figura 8 - Geometria e deformação na dobra de chapas.



(a) Dobra de chapa metálica; (b) Ocorrência de compressão e alongamento por tração do metal na dobra.
Fonte: Adaptado de GROOVER (2010). com auxílio do Google Gemini, 2026

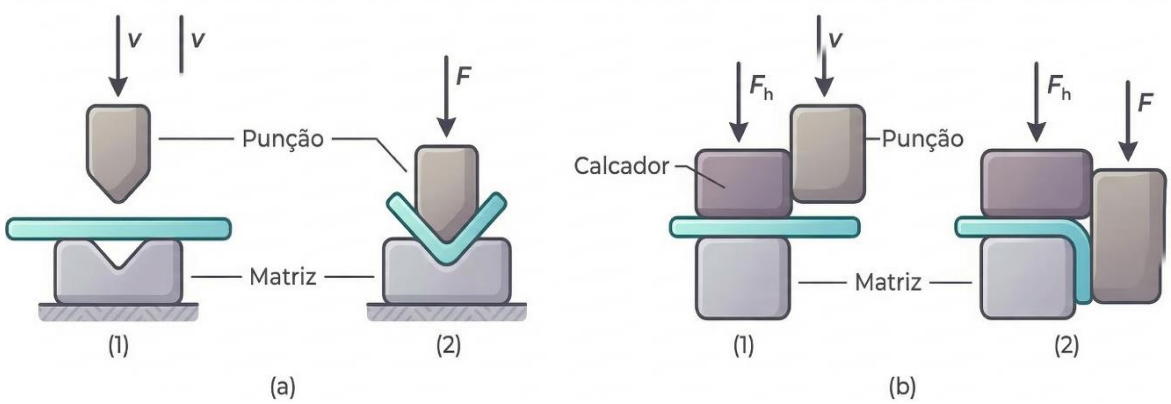
Para que o dobramento ocorra de forma satisfatória, é necessário que o material apresente baixo limite de escoamento e elevada ductilidade, permitindo que a peça seja moldada sem falhas ou fraturas, visto que o ensaio consiste em deformar o corpo de prova até um ângulo (α) determinado (KHALILABAD *et al*., 2023). Associado a essas propriedades, Cruz (2008) destaca que o raio de curvatura interno é igualmente determinante: quanto menor esse raio, maior tende a ser o estiramento da chapa, comprometendo a integridade do produto final caso os limites de ductilidade sejam excedidos. Como esses dois fatores se relacionam diretamente, o autor recomenda que o raio interno da matriz varie de uma a duas vezes a espessura da chapa para materiais dúcteis e de três a quatro vezes para materiais menos dúcteis.

A essas condições geométricas e de processo soma-se a influência da anisotropia, caracterizada pela variação das propriedades mecânicas conforme a direção de laminação, que atua diretamente sobre a uniformidade da deformação (ERISOV; KUZIN; SEDELNIKOV, 2024). Essa relação é especialmente relevante em aços de baixo carbono cujas propriedades são condicionadas pela estrutura cristalina preferencial desenvolvida durante a laminação. Shaabani e Jamaati (2024) demonstraram que a anisotropia mecânica se intensifica com o aumento da redução de espessura, sendo a resistência mais elevada na direção transversal à laminação (90°) em comparação às direções a 0° e 45°. Ailinei, Galatanu e Marsavina (2022) reforçam que a anisotropia plástica influencia tanto a distribuição de deformações quanto o retorno elástico, devendo ser considerada como variável de projeto no dobramento.

No que se refere aos métodos de execução, existem dois procedimentos principais realizados em prensas: o dobramento em V e o dobramento de borda. No primeiro, a chapa é pressionada por um punção em forma de cunha contra uma matriz com cavidade correspondente, constituindo um processo versátil e de baixo custo, geralmente empregado em operações de baixa produção (GROOVER, 2010). O dobramento de borda, por sua vez, envolve

o uso de um prensa-chapa para reter a peça enquanto um punção força a extremidade da chapa sobre a borda da matriz, sendo mais adequado para produções em alta escala em razão de sua maior precisão e controle no posicionamento da peça, ambos os métodos são ilustrados na Figura 9.

Figura 9 - Dois métodos comuns de dobramento



(a) dobramento em V e (b) dobramento de borda;
(1) antes e (2) depois do dobramento.
Fonte: Adaptado de GROOVER (2010). com auxílio do Google Gemini, 2026

A resposta do metal ao dobramento está diretamente condicionada à sua microestrutura, relação que se torna evidente ao comparar aços de baixo carbono com aços de alta resistência, como os bifásicos. Segundo Kumar, Mandal e Mukherjee (2024), a constituição metalúrgica de aços baixo carbono favorece a acomodação plástica durante o dobramento, embora com limitações quanto aos níveis de tensão suportados. Bohatch *et al*. (2025) expõem que a microestrutura dos aços bifásicos, constituída por uma matriz ferrítica com ilhas dispersas de martensita, confere alta resistência mecânica aliada a uma boa conformabilidade. Nesse sistema, a fração volumétrica e a distribuição da martensita são variáveis críticas, visto que a heterogeneidade interfacial propicia a localização da deformação plástica durante o carregamento mecânico.

Apesar das diferenças microestruturais entre as duas classes, observa-se um comportamento comum quando ambas são submetidas ao dobramento. Nas regiões de maior intensidade de deformação plástica ocorre endurecimento por encruamento, fenômeno que Dieter (1981) atribui à multiplicação e interação de discordâncias durante a deformação a frio, responsáveis por dificultar o escorregamento e elevar a resistência do material. Callister e Rethwisch, (2020) acrescentam que esse processo reduz a ductilidade e altera a morfologia dos grãos, que adquirem orientação preferencial alinhada ao esforço aplicado, enquanto Colpaert (2008) destaca que, em deformações superiores a 15–20%, os grãos tornam-se visivelmente alongados ao microscópio. Tal comportamento foi confirmado experimentalmente por Almeida

(2020), que observou, na região da dobra, grãos alongados e dureza superior à do material original, independentemente da classe do aço analisado.

Associado ao encruamento, outro fenômeno relevante no dobramento é o retorno elástico, ou *springback*, que ocorre quando a estrutura deformada elasticamente recuperam parcialmente sua forma original após a remoção da carga, fazendo com que o ângulo final da peça supere o da ferramenta. Sobotka *et al*, (2023) ressaltam que sua previsão é essencial na indústria automobilística, sobretudo no uso de aços de alta resistência, que apresentam retorno mais acentuado. Spišák *et al*. (2025) confirmam experimentalmente que aços com maior limite de escoamento exibem valores superiores de *springback*, efeito também intensificado pelo aumento do diâmetro da matriz.

A compensação do retorno elástico é geralmente feita pelo "sobre-dobramento", em que o punção e a matriz são projetados com ângulo ligeiramente menor que o desejado, garantindo a dimensão final após a recuperação elástica. Mithu *et al*. (2025) mostraram que a otimização de parâmetros como carga, tempo de retenção e tratamento térmico prévio também reduz o *springback* no dobramento em V. Além disso, o atrito entre ferramenta e chapa influencia diretamente a força de conformação e o acabamento, variando conforme o ângulo e o diâmetro das ferramentas (SANCHEZ-CABALLERO *et al*., 2021), sendo que Trzepieciński *et al,* (2021) acrescentam que o encruamento local altera o coeficiente de atrito nas regiões de contato. Assim, a análise completa do processo exige a integração entre propriedades mecânicas, microestrutura e condições tribológicas.

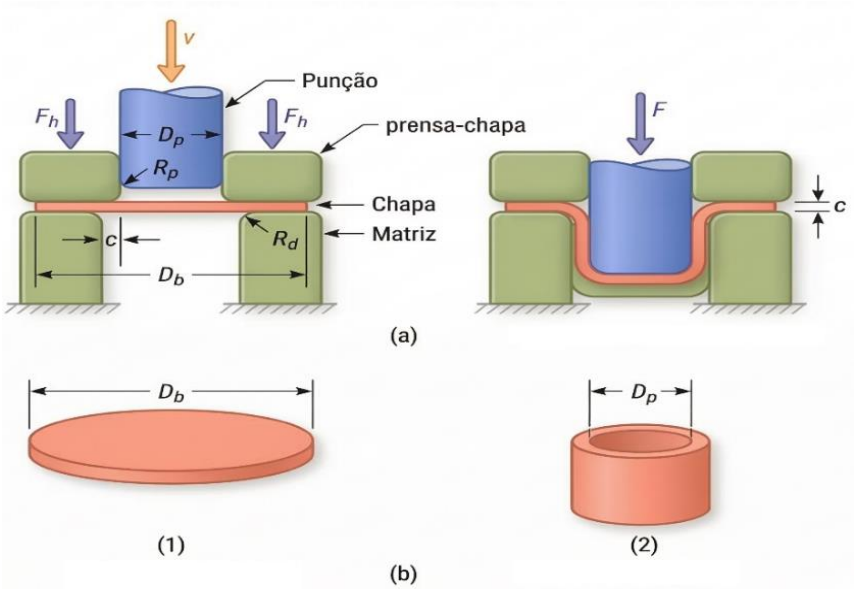
3.2.3 Embutimento

O processo de embutimento, também conhecido no setor metalmecânico pela terminologia repuxo, é uma operação fundamental da estampagem que consiste na transformação de uma chapa metálica plana em um componente de geometria oca, podendo apresentar formatos cilíndricos, prismáticos ou complexos (CRUZ, 2008). Tal procedimento mostra-se essencial para a produção em série de itens cotidianos, abrangendo desde utensílios domésticos e latas de bebidas até componentes estruturais das indústrias aeroespacial e automobilística (ROCHA, 2012; SCHAEFFER, 2004; LUYEN; NGUYEN, 2024). Em razão dessa ampla aplicabilidade, a técnica consolidou-se como um dos pilares da manufatura moderna, destacando-se o emprego dos aços de baixo carbono, amplamente difundidos nesse tipo de operação em virtude de sua boa ductilidade, conformabilidade satisfatória e adequação às exigências de produção em larga escala (TRZEPIECIŃSKI; SZWAJKA; SZEWCZYK, 2024).

A versatilidade do método permite que diferentes materiais sejam moldados conforme as exigências específicas de cada projeto, adaptando-se a variadas escalas de produção e demandas técnicas. Dessa maneira, a transição da teoria para a prática envolve a coordenação de diversos elementos mecânicos que atuam de forma integrada para assegurar o resultado final esperado. Sob essa ótica operacional, um disco de chapa metálica, denominado *blank*, é posicionado sobre a cavidade de uma matriz e submetido à ação de um punção, responsável por aplicar uma força descendente que conduz o material para o interior da cavidade. Conforme descrito por Groover (2010) e corroborado por Luyen, Tong e Nguyen (2022), a estabilidade do processo depende ainda da atuação de um prensa-chapas (*blank holder*), cuja função é controlar o fluxo do material durante a deformação e evitar defeitos na peça conformada.

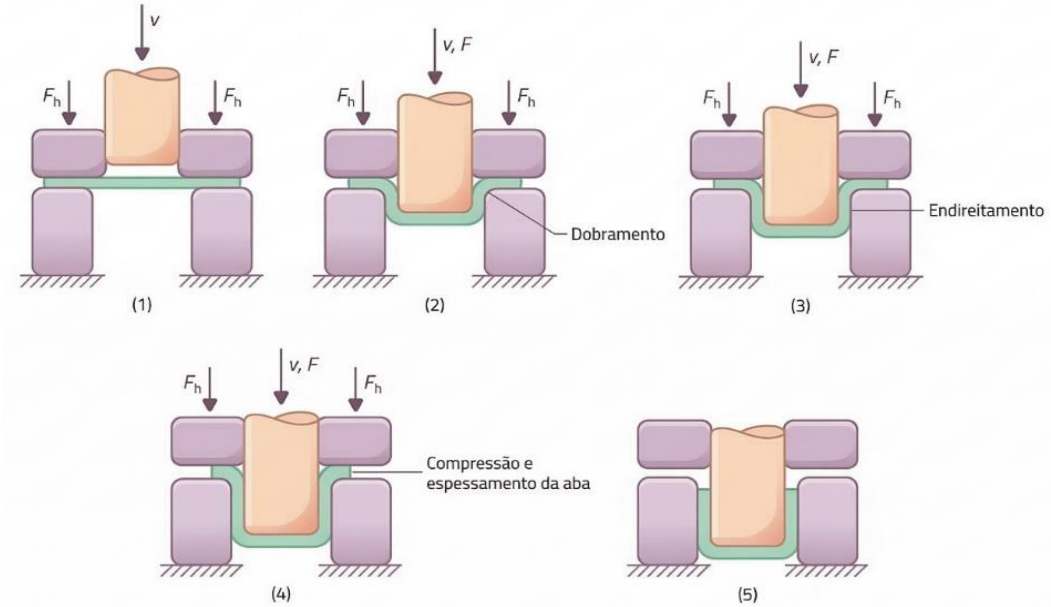
A configuração básica do processo, bem como os parâmetros geométricos envolvidos, são apresentados nas Figuras 10 e 11. Inicialmente, quando o punção entra em contato com a chapa e inicia seu deslocamento descendente, o material sofre predominantemente uma deformação por dobramento sobre os raios do punção e da matriz, conforme ilustrado na Figura 11 (2). Em seguida, com o avanço progressivo do punção, ocorre o endireitamento do material previamente dobrado, permitindo que o metal seja gradualmente tracionado para o espaço existente entre o punção e a matriz, dando origem às paredes da peça cilíndrica, como indicado na Figura 11 (3) (GROOVER, 2010). Por consequência, o material necessário para a formação da lateral do produto embutido provém das regiões externas do *blank*, continuamente deslocadas em direção à cavidade da matriz (LUYEN; TONG; NGUYEN, 2022).

Figura 10 - Representação do processo de peças em formato de copo



(a) Desenho de uma peça em formato de copo: (1) início da operação antes do contato do punção com a peça de trabalho; e (2) próximo ao final do curso.
(b) Peça de trabalho correspondente: (1) disco inicial (*blank*); e (2) peça estampada
Fonte: Adaptado de GROOVER (2010). com auxílio do Google Gemini, 2026

Figura 11 - Estágios na deformação da peça no embutimento



(1) o punção faz o contato inicial com a peça de trabalho; (2) dobramento; (3) endireitamento; (4) atrito e compressão; (5) formato final do copo mostrando os efeitos do afinamento nas paredes do copo.
Fonte: Adaptado de GROOVER (2010). com auxílio do Google Gemini, 2026

Nesse contexto, a presença do prensa-chapas desempenha função essencial para a estabilidade da operação de embutimento. Conforme apontam Rodrigues e Martins (2010), bem como estudos recentes de Luyen e Nguyen (2024), esse componente exerce uma pressão controlada sobre a chapa, regulando o escoamento do material para o interior da matriz e

prevenindo a formação de rugosidades ou enrugamentos na região do flange, fenômenos que podem surgir em decorrência das tensões compressivas circunferenciais atuantes nessa região. Em complemento, cabe destacar que o ajuste correto da força aplicada pelo prensa-chapas constitui fator determinante para a qualidade final da peça embutida, sobretudo em aços de baixo carbono, nos quais variações na pressão imposta resultam diretamente em defeitos como trincas, ondulações ou deslocamento (LUYEN; MAC; BANH; NGUYEN, 2023).

Ao longo da conformação, o material experimenta uma complexa evolução dos estados de tensão e deformação, que se manifesta de modo distinto em cada região da peça. Conforme descrito classicamente por Marciniak, Duncan e Hu (2002) e corroborado por Dieter (1988), na região do flange predominam tensões de tração na direção radial e de compressão na direção tangencial (circunferencial), enquanto as paredes do copo em formação são submetidas principalmente a tensões de tração longitudinal, entendimento esse reforçado por estudos recentes como o de Mohsein, Jawad e Abed (2024).

Em concordância com tais fundamentos, Luyen, Mac, Banh e Nguyen (2023) demonstraram, por meio de simulações com diferentes critérios de escoamento, que tal distribuição de tensões governa o escoamento do material em direção à cavidade da matriz, possibilitando a formação progressiva da geometria desejada. Esse comportamento mecânico, conforme ressaltado por Schaeffer (2004), interage diretamente com os fenômenos tribológicos presentes nas interfaces de contato, fator igualmente determinante para o sucesso da operação de embutimento.

Em paralelo aos aspectos mecânicos, os fenômenos tribológicos exercem influência significativa sobre o desempenho do material durante a operação. O atrito presente nas interfaces entre a chapa, o prensa-chapas e a matriz pode dificultar o fluxo do material e elevar as forças necessárias para a conformação, motivo pelo qual o uso de lubrificantes torna-se essencial para reduzir a resistência ao deslizamento e minimizar o desgaste das ferramentas (KALKAN; SOMAY, 2024). Nesse sentido, diferentes tipos de lubrificantes, como filmes de Teflon, grafite ou óleos sintéticos, são frequentemente empregados, uma vez que contribuem não apenas para a redução do atrito, mas também para uma melhor distribuição da espessura final da peça e melhoria da qualidade superficial (FERREIRA, 2010).

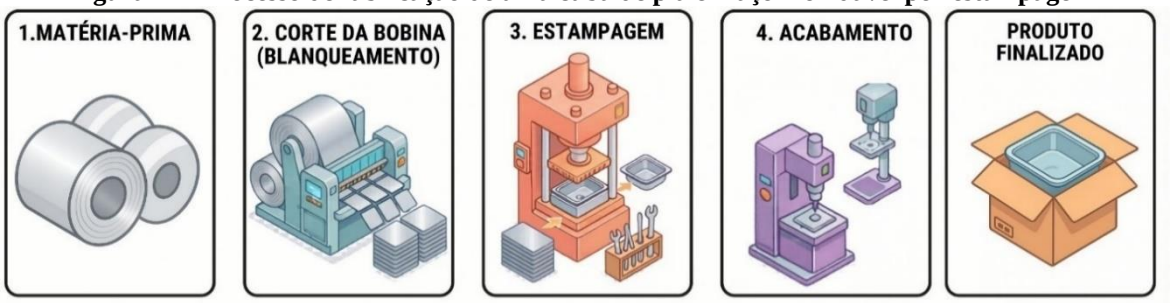
Adicionalmente, durante o escoamento do material, ocorre uma redução progressiva do perímetro externo do *blank,* o que resulta em compressão do material na região do flange. Como o volume do metal permanece essencialmente constante durante a deformação plástica, essa compressão pode provocar espessamento localizado e, caso não seja devidamente controlada, levar ao surgimento de ondulações ou rugas (GROOVER, 2010).

Justamente por isso, a magnitude da força aplicada pelo prensa-chapas deve ser cuidadosamente ajustada: valores baixos favorecem a formação de rugas, enquanto valores excessivos restringem o fluxo do material, podendo ocasionar estiramento excessivo e até ruptura da chapa (CRUZ, 2008). Tal compromisso foi confirmado experimentalmente por Luyen, Tong e Nguyen (2022), que evidenciaram a existência de uma janela operacional na qual essa força garante a integridade do produto. Outro fator relevante refere-se à anisotropia plástica das chapas metálicas, cuja variação em diferentes direções de laminação pode resultar no fenômeno conhecido como orelhamento (*earing*), caracterizado pela formação de bordas onduladas e irregulares na extremidade superior da peça embutida.

Tal comportamento, segundo Silveira (2017) e estudos mais recentes de Wu, Wei e Wang (2024), está diretamente associado à orientação dos grãos e às diferenças de deformabilidade ao longo das direções da chapa, evidenciando que a microestrutura do material exerce papel decisivo no resultado final do processo. À medida que o punção prossegue em seu deslocamento descendente, o repuxo avança e verifica-se também um afinamento progressivo das paredes da peça, sobretudo nas regiões próximas ao raio de curvatura do punção Trata-se de uma região particularmente crítica, pois concentra elevados níveis de deformação plástica e pode tornar-se suscetível à ruptura caso a resistência mecânica da chapa seja excedida pela carga de conformação (LUYEN; MAC; BANH; NGUYEN, 2023).

Em contrapartida, quando os parâmetros do processo são adequadamente controlados, o afinamento permanece dentro de limites aceitáveis, possibilitando a obtenção de peças com boa integridade estrutural e qualidade dimensional satisfatória. Por fim, com o intuito de ilustrar de forma prática o processo industrial descrito, a Figura 12 esquematiza as etapas sequenciais da produção, desde a matéria-prima até a estampagem propriamente dita. Complementarmente, a Figura 13 exibe uma peça finalizada, apresentada como exemplo real do produto obtido por meio dessa técnica e demonstrando a aplicação efetiva do processo na fabricação de geometrias funcionais.

Figura 12 - Processo de fabricação de uma cuba de pia em aço inoxidável por estampagem



(1) matéria-prima; (2) blanqueamento; (3) estampagem; (4) acabamento; (5) produto final
Fonte: Adaptado de PROJINOX (2024) com auxílio do Google Gemini, 2026

Figura 13 – Produto estampado: bojo de uma pia de aço inoxidável



Fonte: PROJINOX (2024)

3.3 Ensaios de estampabilidade

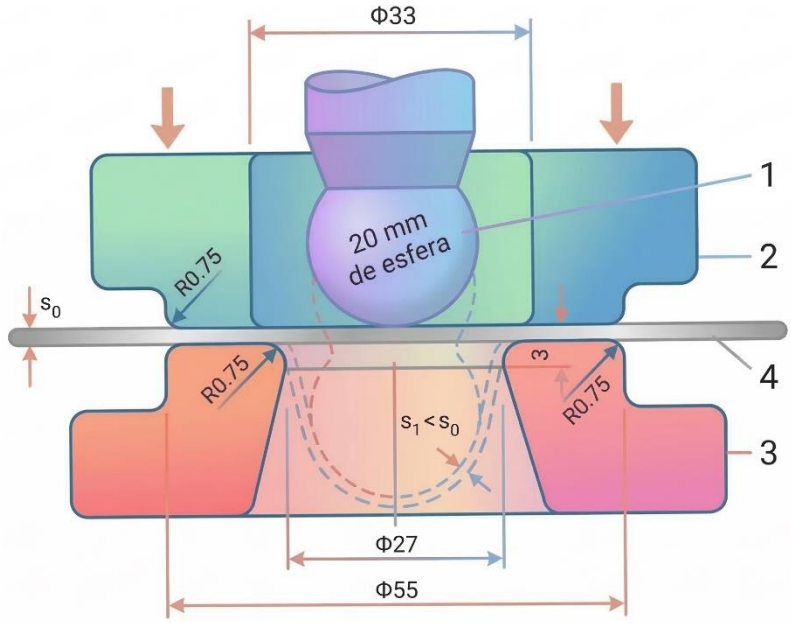
Para fundamentar a análise da conformabilidade, é necessário distinguir as diferentes metodologias experimentais que compõem os ensaios de estampabilidade. Essas técnicas são classificadas de acordo com o estado de deformação predominante a que a chapa é submetida, variando entre o embutimento profundo, o estiramento e a expansão de furos. A compreensão detalhada de métodos consagrados, como os ensaios Erichsen, Olsen e Swift, bem como a análise das Curvas Limite de Conformabilidade (CLC), permite uma avaliação precisa dos limites de ductilidade e da resistência do material sob condições severas de processamento (THOMAZI, 2009)

3.3.1 Ensaio Erichsen

Entre os métodos mais difundidos na indústria metalúrgica, destaca-se o ensaio Erichsen, concebido em 1910 com o propósito de quantificar a ductilidade de chapas finas destinadas a processos de estiramento. Em termos práticos, o procedimento consiste em pressionar um punção de geometria esférica contra uma chapa firmemente presa por um prensa-

chapas em uma matriz circular, provocando deformações trativas biaxiais que, sob condições ideais de lubrificação, caracterizam um estado de deformação biaxial (SCHAEFFER, 2004), conforme ilustra o esquema da Figura 14

Figura 14 - Ferramenta para o ensaio Erichsen



1: punção, 2: prendedor de chapa, 3: matriz, 4: chapa.
Fonte: Adaptado de SCHAEFFER (2004) com auxílio do Google Gemini, 2026.

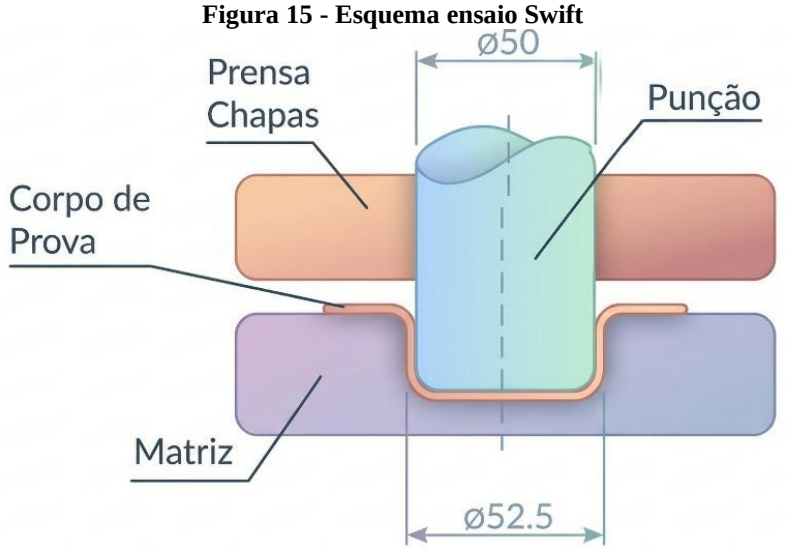
A partir desse arranjo experimental, o resultado é expresso pelo índice de embutimento, que corresponde à profundidade alcançada pelo punção no exato momento em que ocorre a fratura do material (SCHAEFFER, 2004). Além desse parâmetro quantitativo, Ferreira (2010) complementa que o ensaio também permite uma análise visual qualitativa da superfície deformada, sendo útil tanto para identificar a presença de grãos grosseiros, conhecidos como casca de laranja, quanto para avaliar a anisotropia do material por meio da observação de orelhamentos na borda da peça.

3.3.2 Ensaio Swift

Complementarmente ao Erichsen, o ensaio Swift configura-se como um teste tecnológico fundamental para determinar a capacidade de embutimento profundo de chapas metálicas, uma vez que avalia o fluxo de material da periferia para o centro sob a ação de um punção (THOMAZI, 2009). Para tanto, o procedimento consiste na conformação de discos circulares, denominados *blank*s (corpo de prova), com diferentes diâmetros, utilizando-se um punção de fundo chato e matrizes com raios de arredondamento padronizados, até que se

identifique o limite máximo de deformação antes da falha estrutural (HELMAN; CETLIN, 2010). A Figura 15 ilustra, de forma esquemática, a configuração desse ensaio.

Figura 15 - Esquema ensaio Swift



Fonte: Adaptado de SCHAEFFER (2004) com auxílio do Google Gemini, 2026.

A partir desse procedimento, o principal resultado obtido é a Razão Limite de Embutimento, do termo em inglês Limit Drawing Ratio (LDR), definida pela relação entre o maior diâmetro de disco que pode ser conformado com sucesso e o diâmetro do punção (GROOVER, 2010). Nesse contexto, Schaeffer (2004) esclarece que, sempre que a tensão necessária para puxar o material para dentro da matriz supera a resistência mecânica da parede da peça, ocorre a ruptura, geralmente localizada na zona do raio do punção. Dessa forma, o ensaio mostra-se relevante por permitir correlacionar a estampabilidade com a anisotropia normal do material, sendo essencial para garantir que a chapa suporte as solicitações mecânicas sem apresentar defeitos como enrugamento ou fraturas prematuras durante o processo (THOMAZI, 2009; SCHAEFFER, 2004).

No processo de estampagem profunda, a força exercida pelo punção resulta da somatória de diferentes contribuições, conforme ilustrado na Figura 16. Mielnik (1991) esclarece que, inicialmente, o esforço necessário para a deformação plástica ideal cresce de forma contínua ao longo do curso do punção, fenômeno atribuído ao encruamento progressivo do material durante a conformação. Paralelamente, a força de atrito apresenta um pico inicial, característico da transição do atrito estático para o dinâmico na interface entre o *blank* e o prensa-chapas, decrescendo em seguida de maneira contínua à medida que a área de contato do material sob o dispositivo de fixação diminui. Ao final do curso, observa-se um incremento adicional de força associado à uniformização da espessura da parede do copo, etapa que ocorre quando toda a área do *blank* já se encontra contida no interior da matriz. A força total registrada

no punção corresponde, portanto, à superposição dessas três contribuições, resultando em um perfil de curva característico com dois picos distintos: o primeiro dominado pelo atrito estático no início do processo, e o segundo pela uniformização da espessura ao término da operação

Figura 16 - Tipos de esforços no embutimento profundo



Fonte: Adaptado de MIELNIK (1991) com auxílio do Google Gemini, 2026.

Sob essa ótica, ao analisar especificamente o comportamento dos aços de baixo carbono em embutimento profundo, Kulekci *et al*. (2015) investigaram a conformabilidade a frio do aço AISI 1020 em diferentes espessuras por meio de ensaios simulativos, demonstrando que esse material apresenta boa aptidão à estampagem em decorrência de sua elevada ductilidade e do expressivo coeficiente de encruamento (n). Tais características decorrem, sobretudo, da baixa fração de carbono (~0,20%) e da matriz ferrítica-perlítica predominante, que conferem ao aço alongamento total tipicamente superior a 30% e limite de escoamento na faixa de 200-350 MPa, condições que favorecem o fluxo plástico contínuo da chapa para o interior da matriz à temperatura ambiente.

Resultados experimentais consolidam ainda mais esse panorama. Mayavan e Karthikeyan (2013) conduziram ensaios de embutimento profundo em chapas de aço de baixo carbono com 0,8 mm de espessura, utilizando punção de fundo chato com 50 mm de diâmetro e variando o diâmetro dos *blank*s entre 90 e 114 mm. A partir desse procedimento, os autores identificaram o *blank* de 110 mm como o maior diâmetro conformado sem o surgimento de trincas, o que resultou em um LDR de 2,2, obtido com curso de punção de 50 mm. A Figura 17 (d) ilustra o copo cilíndrico perfeitamente conformado nessa condição, evidenciando que o sucesso da operação é assegurado pela alta ductilidade do material, característica que permite o fluxo plástico contínuo da chapa sem fratura. Adicionalmente, os autores demonstraram que

a maior redução de espessura concentra-se justamente na região do raio do punção, confirmando essa zona como a mais solicitada e, portanto, a mais suscetível à ocorrência da falha estrutural.

Figura 17 - Copos conformados em aço baixo teor de carbono.



(a) D = 10mm; (b) D = 30 mm; (c) D = 40 mm; (d) D = 50 mm
Fonte: MAYAVAN; KARTHIKEYAN (2013).

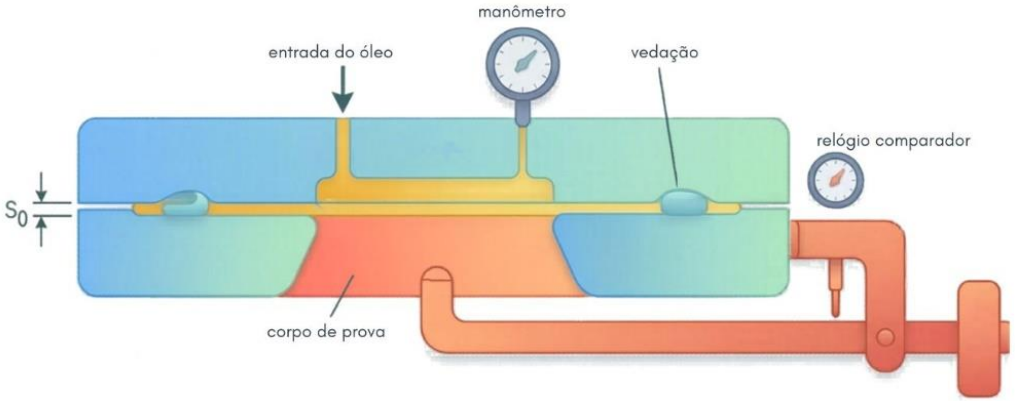
No contexto específico da conformação plástica do aço SAE 1020, Roy, Klassen e Wood (2009) demonstraram experimentalmente, por meio de ensaios de microdureza Vickers, que o aço AISI 1020 submetido a processos de conformação a frio apresenta aumento expressivo da deformação plástica equivalente nas regiões mais solicitadas, e, como consequência, tende a apresentar maior valor de dureza. Em estudos complementares com aços de baixo carbono, Vadavadagi *et al.* (2021) observaram que a deformação plástica imposta durante o embutimento profundo gera distribuição heterogênea de deformação ao longo de todas as posições do copo, intensificando o encruamento nas zonas próximas à transição entre a parede e ao raio inferior, em direção ao fundo do copo.

Adicionalmente, Zurita-Hurtado, Di Graci-Tiralongo e Capace-Aguirre (2017) verificaram, em ensaios mecânicos realizados em aço baixo carbono, que tanto o limite de escoamento ao cisalhamento quanto a resistência máxima ao cisalhamento aumentam após a deformação plástica, em razão do endurecimento por encruamento. Em conjunto, esses estudos corroboram que a deformação plástica imposta durante a estampagem eleva a resistência ao cisalhamento do aço SAE 1020 em relação ao seu estado original, confirmando experimentalmente o efeito do encruamento.

3.3.3 Bulge Test

Além dos métodos já discutidos, outro teste fundamental no estudo do comportamento de chapas metálicas é o ensaio sob pressão hidráulica, também denominado Bulge Test, ilustrado na Figura 18. Diferentemente dos ensaios convencionais, essa técnica deforma o *blank* por meio de fluido sob alta pressão, o que elimina por completo as interferências causadas pelo atrito entre a ferramenta e a peça. Em razão dessa particularidade, conforme apontam Schaeffer (2004) e Thomazi (2009), o método é empregado em pesquisas acadêmicas, uma vez que permite alcançar elevados níveis de deformação antes da falha, mostrando-se, portanto, essencial para o levantamento de curvas de escoamento biaxiais.

Figura 18 - Esquema ensaio Bulge Test



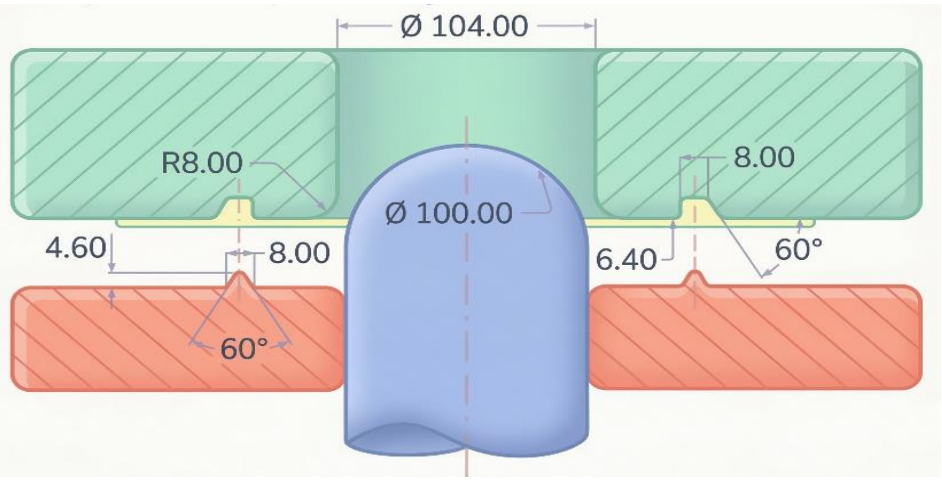
Fonte: Adaptado de RITCHER, (2008) *apud* THOMAZI, (2009). com auxílio do Google Gemini, 2026.

3.3.4 Ensaio Nakajima

Por fim, o ensaio Nakajima configura-se como uma das metodologias experimentais mais proeminentes para a determinação da Curva Limite de Conformação (CLC), uma vez que possibilita o mapeamento rigoroso dos patamares de deformação que antecedem a estricção ou a falha do metal. Sob essa ótica, conforme descrevem Bohatch (2024) e Rocha (2022), o procedimento utiliza um punção hemisférico de 100 mm de diâmetro para submeter chapas de diversas geometrias a múltiplos estados de tensão, abrangendo desde a tração uniaxial até a expansão biaxial. A Figura 19 representa de forma ilustrativa o ensaio.

Em complemento, Rocha (2022) e Schaeffer (2004) ressaltam que o monitoramento das deformações principais permite a distinção entre zonas estáveis e críticas, fornecendo subsídios indispensáveis tanto para a validação de processos de embutimento quanto para a otimização na seleção de materiais.

Figura 19 - Ensaio de Nakajima

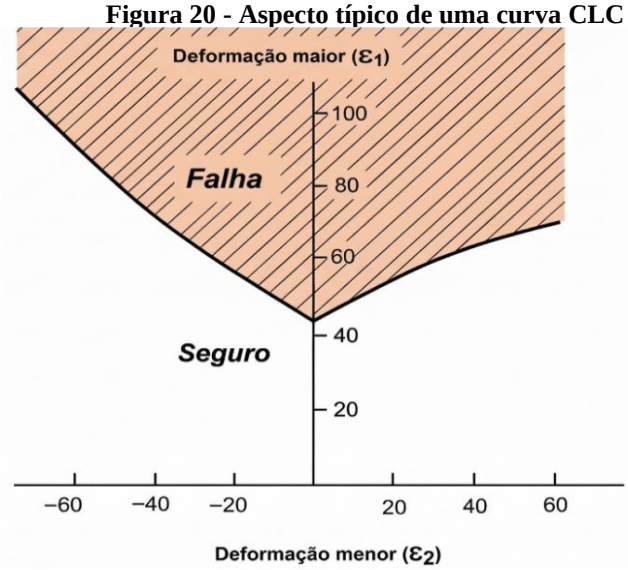


Fonte: Adaptado de LI *et al*., 2014 *apud* ROCHA *et al*., 2022 com auxílio do Google Gemini, 2026

3.4 Parâmetros de estampabilidade: CLC e LDR

A Curva Limite de Conformação (CLC), também conhecida internacionalmente como *Forming Limit Curve* (FLC), constitui-se como uma ferramenta essencial na metalurgia para determinar a capacidade de deformação de uma chapa metálica sem a ocorrência de falhas. Nesse sentido, ela é representada graficamente em um diagrama que correlaciona as deformações principais maior ($\epsilon 1$) e menor ($\epsilon 2$) no plano da chapa. De acordo com Folle *et al*. (2024), a CLC define com precisão a fronteira entre as regiões de deformação segura e aquelas com risco iminente de fratura, o que permite aos engenheiros prever o comportamento do material durante o processo de estampagem de forma antecipada. A Figura 20 ilustra o aspecto típico de uma curva CLC.

Figura 20 - Aspecto típico de uma curva CLC



Fonte: Adaptado de TEPEDINO, 2014 com auxílio do Google Gemini, 2026.

Sob o mesmo enfoque, o uso da CLC é bem estabelecido na literatura técnica como um meio de otimizar processos industriais e validar a aplicação de novos materiais, especialmente os aços de alta resistência. Sob essa ótica, Bohatch (2024) reforça que a determinação experimental dessa curva é fundamental para compreender a estampabilidade de aços avançados (AHSS), visto que esses materiais apresentam limites de conformação muito específicos dependendo de sua microestrutura. Ainda conforme o autor, a integração entre a caracterização microestrutural e os ensaios de CLC é o que viabiliza a identificação de limites operacionais seguros para a fabricação de componentes automotivos de geometria complexa.

Entretanto, embora a CLC ofereça uma visão abrangente do comportamento da chapa no plano, ela não esgota a análise da estampabilidade, sobretudo em embutimento profundo. Nesse contexto, surge a Razão Limite de Estampagem (LDR) como parâmetro complementar e particularmente relevante para os aços baixo carbono. Conforme Hosford & Caddell, (2011), a LDR é definida como a razão entre o maior diâmetro de *blank* estampável com sucesso e o diâmetro do punção, de modo que, quanto maior esse valor, maior a capacidade do material de ser conformado sem ruptura. Sua determinação ocorre pelo ensaio Swift de copo cilíndrico, que fornece indicador prático diretamente correlacionável ao desempenho em prensa industrial.

Diante desse cenário, fica evidente que CLC e LDR não devem ser interpretadas como ferramentas rivais, mas sim como abordagens que se completam mutuamente: a primeira mostra-se mais adequada à análise de estados biaxiais de deformação, ao passo que a segunda permanece como critério decisivo na escolha de materiais destinados ao embutimento profundo, especialmente quando o aproveitamento integral da ductilidade do aço baixo carbono é determinante para o sucesso da operação.

Nesse sentido, a utilização conjunta desses dois parâmetros possibilita uma caracterização mais robusta e confiável do material, reduzindo as incertezas associadas à seleção de chapas para aplicações industriais específicas. Em ambientes produtivos modernos, nos quais a redução de refugos e o aumento da eficiência são metas constantes, a combinação dessas análises representa uma estratégia eficaz para garantir que o material escolhido atenda integralmente às solicitações impostas pelo processo de conformação, contribuindo para a obtenção de peças com qualidade dimensional adequada e elevada repetibilidade.

3.5 Anisotropia

A anisotropia plástica em chapas metálicas é definida como a dependência direcional das propriedades mecânicas do material, fenômeno amplamente influenciado pelo processo de laminação prévio à estampagem, o qual orienta a estrutura granular e as texturas cristalográficas

(GROOVER, 2010; ERISOV; KUZIN; SEDELNIKOV, 2024). Conforme explica Groover (2010), essa característica decorre da natureza direcional das propriedades de resistência do metal, originando-se primariamente do processo de laminação ao qual a chapa é submetida. Helman e Cetlin (2010) detalham que, durante a laminação, a microestrutura sofre deformações intensas que alinham os grãos ao longo das direções de maior deformação, originando a chamada textura de deformação. Wang, Niu e Yan (2024) reforçam essa interpretação ao demonstrarem que múltiplos passes de laminação geram estrutura fibrosa com orientação preferencial induzida pela recristalização.

Como consequência desse alinhamento microestrutural, surgem variações expressivas na ductilidade e na resistência à fadiga, maiores na direção paralela à laminação em relação às direções normais (HELMAN; CETLIN, 2010). Hosford e Caddell (2011) destacam que a orientação cristalográfica preferencial controla os sistemas de escorregamento ativos durante a deformação plástica, condicionando a forma da superfície de escoamento e o fluxo de material. Esse comportamento permite prever defeitos como o orelhamento em copos embutidos e a variação na espessura de paredes estampadas (LUIZ *et al,*, 2022; WANG; NIU; YAN, 2024).

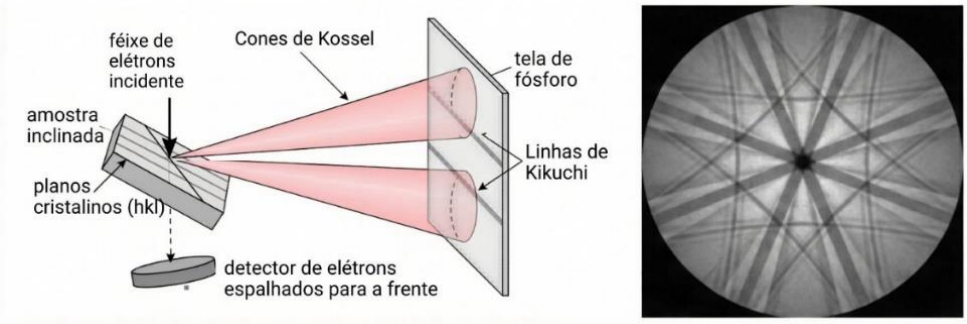
A quantificação dessa característica é realizada por meio do coeficiente de anisotropia, também conhecido como parâmetro de Lankford ou valor *R*, o qual representa a razão entre a deformação verdadeira na largura e a deformação verdadeira na espessura de um corpo de prova submetido ao ensaio de tração uniaxial (BOHATCH, 2024; BANABIC, 2010). Nesse sentido, Ferreira (2010) complementa que um valor elevado de *R* indica que o material possui resistência acentuada ao afinamento, preferindo deformar-se na largura do que na espessura, propriedade altamente desejável para processos de embutimento profundo.

Apesar de sua importância, a anisotropia normal isolada não descreve completamente o comportamento do material no plano da chapa, sendo necessária, portanto, a avaliação complementar da anisotropia planar, denotada por ΔR, que é obtida por meio da média aritmética dos valores de *R* coletados em diferentes direções em relação à direção de laminação, tipicamente a 0°, 45° e 90°(BOHATCH, 2024).

Embora os ensaios macroscópicos forneçam parâmetros essenciais ao projeto, eles não revelam as causas microestruturais subjacentes ao comportamento anisotrópico. Para uma análise mais profunda e em escala microscópica, utiliza-se a técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD). Trata-se de uma ferramenta avançada de microscopia eletrônica de varredura que permite mapear a textura cristalográfica do material por meio da formação de figuras de difração denominadas linhas de Kikuchi, as quais revelam a orientação espacial exata

de cada grão individual na amostra (BOHATCH, 2024; BRITTON; HICKEY, 2018). A Figura 21 representa a formação de um par de linhas de Kikuchi e o padrão de difração real (EBSP).

Figura 21 - Formação de um par de linha de Kikuchi e padrão de difração real (EBSP)



Fonte: Adaptado de RANDLE; ENGLER (2000). com auxílio do Google Gemini, 2026.

Sob tal ótica, o princípio físico da Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) consiste em uma técnica de caracterização microestrutural empregada para a análise de anisotropia em chapas metálicas. O processo inicia-se quando um feixe incidente de elétrons atinge a amostra polida e inclinada (geralmente a 70°). Ao penetrarem no material, os elétrons sofrem espalhamento elástico e inelástico, interagindo com os planos cristalinos de acordo com a Lei de Bragg, definida pela Equação (2). Em seguida, os elétrons difratados formam cones (cones de Kossel) que, ao intersectarem a tela fosforescente, projetam bandas de intensidade conhecidas como Linhas de Kikuchi (PINTO; LOPES, 2003).

$$n\lambda = 2dsen\theta \tag{2}$$

Onde:

$n =$ Ordem de difração;

$\lambda =$ Comprimento de onda;

$d =$ Distância interplanar;

$\theta =$ Ângulo de Bragg.

O arranjo geométrico dessas linhas constitui uma projeção direta da rede cristalina, o que permite determinar a orientação cristalográfica individual de cada grão. No contexto de chapas metálicas, o mapeamento dessas orientações é fundamental para quantificar a textura cristalográfica, causa raiz da anisotropia das propriedades mecânicas durante os processos de conformação plástica (CHEN *et al*., 2020). Dessa forma, a referida análise mostra-se imprescindível para identificar o encruamento em regiões críticas da chapa, como o raio da

matriz e o flange, correlacionando a morfologia granular com a capacidade de estampagem (BOHATCH, 2025). Adicionalmente, a orientação preferencial dos cristais revelada pelo EBSD explica por que certos materiais, mesmo sob idênticas condições de lubrificação e pressão, apresentam limites de conformação distintos (LUIZ *et al,*, 2022; ROCHA *et al*., 2022).

No contexto industrial, a anisotropia deve ser incorporada em modelos analíticos e simulações numéricas para prever com precisão o comportamento do material e evitar falhas como o afinamento excessivo localizado, rugas ou rupturas (BANABIC, 2010). Por essa razão, o processo de corte e estampagem de chapas anisotrópicas exige rigoroso controle do projeto do ferramental, uma vez que a deformação plástica não ocorre de forma uniforme em todas as direções (ERISOV; KUZIN; SEDELNIKOV, 2024; ROCHA *et al.,* 2022). Conclui-se, portanto, que a integração entre o conhecimento da microestrutura obtido via EBSD e as propriedades macroscópicas levantadas em ensaios clássicos possibilita a otimização dos parâmetros de processo, garantindo que a peça final atinja a geometria desejada sem degradação da qualidade superficial ou perda da integridade estrutural.

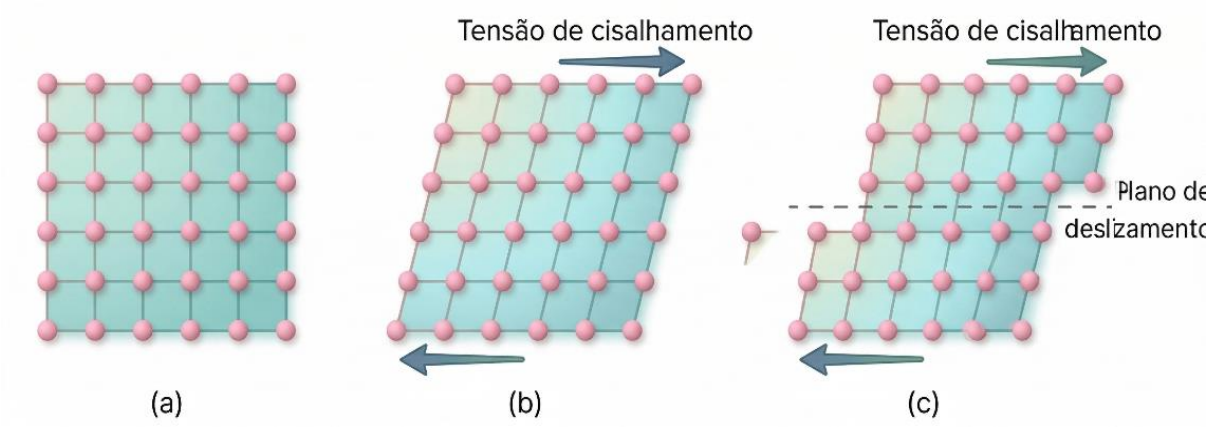
3.6 Encruamento

O fenômeno do endurecimento por deformação plástica, tecnicamente denominado encruamento, exerce uma influência determinante na integridade estrutural e no comportamento mecânico de componentes processados via conformação mecânica. Para compreender esse fenômeno, é necessário, primeiramente, contextualizar o processo no qual ele se manifesta. Segundo Helman e Cetlin (2010), a conformação mecânica caracteriza-se como uma operação na qual solicitações mecânicas são aplicadas a metais com o objetivo de promover mudanças permanentes em suas dimensões e propriedades. Dentro desse universo de transformações, o encruamento emerge como um dos efeitos mais significativos, manifestando-se como o aumento da resistência mecânica e da dureza do material proporcionalmente à magnitude da deformação plástica imposta a frio (GROOVER, 2010).

Para visualizar como esse fenômeno se desenvolve em escala microestrutural, a Figura 22 ilustra os estágios fundamentais da deformação em uma estrutura cristalina submetida a tensões mecânicas crescentes. Inicialmente, em (a), observa-se a rede cristalina em sua configuração original, com os átomos organizados em posições de equilíbrio. Em seguida, em (b), ocorre a deformação elástica, caracterizada por um deslocamento reversível dos átomos, sem alteração permanente da estrutura. Por fim, em (c), evidencia-se a deformação plástica por escorregamento, na qual há o deslocamento irreversível de planos atômicos ao longo de um

plano de escorregamento, resultando em uma nova configuração da rede cristalina (GROOVER, 2010).

-Figura 22 - Representação do mecanismo de deformação plástica em uma rede cristalina



(a) estado inicial, (b) deformação elástica sob tensão de cisalhamento e (c) deslizamento permanente ao longo do plano de deslizamento.
Fonte: Adaptado de GROOVER (2010) com auxílio do Google Gemini, 2026.

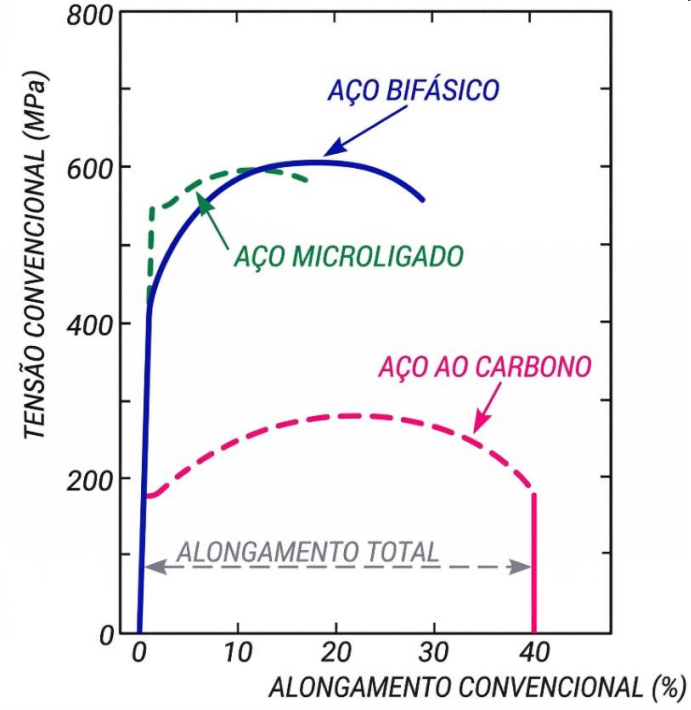
É justamente esse último estágio que se relaciona diretamente ao fenômeno do encruamento. Durante o escorregamento, o movimento de discordâncias é intensificado, promovendo a deformação plástica do material. À medida que a deformação progride, ocorre um aumento na densidade de discordâncias, as quais passam a interagir e a se bloquear mutuamente, dificultando o movimento subsequente. Como consequência desse impedimento ao deslocamento das discordâncias, eleva-se a tensão necessária para continuar a deformação, caracterizando assim o encruamento (RODRIGUES, 2015; GROOVER, 2010).

Transpondo essa compreensão microestrutural para a prática da conformação de chapas, a aptidão de um metal em distribuir a deformação de maneira uniforme antes da ruptura passa a ser mensurada pelo coeficiente de encruamento, identificado pela variável *n*. Conforme aponta Rodrigues (2015), materiais que possuem índices otimizados de *n*, garantem uma boa conformabilidade, pois permitem que a chapa absorva deformação em áreas extensas sem o surgimento precoce de estricção, que é o afinamento localizado que antecede a falha.

Diante desse comportamento metalúrgico, a manifestação prática do encruamento torna-se evidente em processos industriais complexos como a estampagem profunda. Esta operação submete chapas de aço baixo carbono a um estado de deformação plástica heterogêneo que combina tração na parede e no fundo do copo, compressão e atrito no flange, dobramento no raio da matriz e redirecionamento no canal de estampagem. Por englobar diversos modos de força e deformação atuando simultaneamente sobre o material, o processo torna o encruamento uma resposta intrínseca e inevitável (SCHAEFFER, 2004).

Esse comportamento é ilustrado de forma comparativa na Figura 23, que apresenta as curvas de tensão deformação para diferentes classes de aços. A partir dela, observa-se claramente que o aço ao carbono atinge o maior alongamento total (próximo a 40%), evidenciando sua elevada ductilidade, ainda que apresente níveis de tensão convencional inferiores aos dos aços de alta resistência. Vale notar, entretanto, que essa combinação de moderada resistência e elevado alongamento é exatamente o que confere ao aço SAE 1020 sua aptidão para operações de estampagem e conformação a frio. Cabe destacar ainda que a curvatura contínua e ascendente da linha do aço ao carbono antes de atingir sua tensão máxima reflete diretamente a capacidade de encruamento mencionada anteriormente, característica de materiais com coeficiente *n* na faixa típica dos aços de baixo teor de carbono, o que valida sua conformabilidade.

Figura 23 - Curvas de tensão-deformação para os aços ao carbono, microligado e bifásico.



Fonte: Adaptado de GORNI, 1990 *apud* GORNI, 2009 com auxílio do Google Gemini, 2026.

Diante desse panorama técnico, a aplicação prática do endurecimento na estampagem revela pontos positivos e negativos distintos que merecem análise criteriosa. Entre os benefícios, destaca-se o aumento significativo da resistência mecânica da peça final, o que possibilita a utilização de chapas metálicas de espessuras reduzidas para a fabricação de componentes mais leves, atendendo, assim, às demandas modernas de eficiência energética sem comprometer a segurança estrutural (GORNI, 2009).

Em contrapartida, os aspectos negativos não podem ser negligenciados. Estes incluem a necessidade de prensas com maiores capacidades de carga, em razão da elevação contínua da resistência ao escoamento, além da redução da ductilidade residual e do aumento do retorno elástico, fenômeno que exige correções complexas no projeto das ferramentas para garantir a precisão dimensional do produto (GORNI, 2009; BOHATCH, 2025). Somam-se a esses desafios as elevadas pressões geradas pelo material encruado, que tendem a acelerar o desgaste das matrizes e punções, demandando, por consequência, sistemas de lubrificação mais eficientes (GROOVER, 2010).

Do ponto de vista quantitativo, o comportamento dos materiais submetidos ao encruamento pode ser descrito pela relação entre tensão e deformação plástica proposta por Dieter (1988), conhecida como equação de Hollomon, apresentada na Equação (3). Essa expressão permite modelar matematicamente o aumento da resistência de um material à medida que a deformação plástica se acumula, constituindo uma ferramenta fundamental para a análise e o dimensionamento de processos de conformação mecânica.

$$\sigma_t = k\epsilon_t^n \tag{3}$$

Onde:

σ_t= Tensão verdadeira,
k – Coeficiente de resistência;
ϵ_t = Deformação plástica verdadeira,
n = Expoente de encruamento.

Para exemplificar como esses conceitos se materializam no chão de fábrica, o processo de corte de chapas metálicas demonstra de forma clara como o encruamento atua na prática industrial. Quando o punção atinge a chapa, ocorre inicialmente uma deformação plástica nas superfícies de contato. Em seguida, com a descida contínua do punção, inicia-se uma fase de penetração na qual a ferramenta comprime o metal e penetra em cerca de um terço de sua espessura total (GROOVER, 2010; SCHAEFFER, 1999).

Nesse estágio crítico, o material localizado na zona de cisalhamento sofre uma deformação extremamente alta em um curto intervalo de tempo, resultando em um endurecimento local muito severo decorrente do encruamento (GROOVER, 2010; CRUZ, 2008). A partir do momento em que a resistência do material é superada pela força aplicada, surgem fissuras nas bordas das ferramentas que se propagam pelo restante da espessura até que

ocorra a separação completa. Como resultado desse mecanismo, a borda cortada da peça final apresenta uma dureza substancialmente maior que a do restante da chapa, fator que pode influenciar a vida útil da peça ou exigir cuidados extras em dobras subsequentes para evitar rachaduras periféricas (TRZEPIECIŃSKI, 2020).

3.7 Materiais para estampagem

3.7.1 Microestrutura do aço SAE 1020

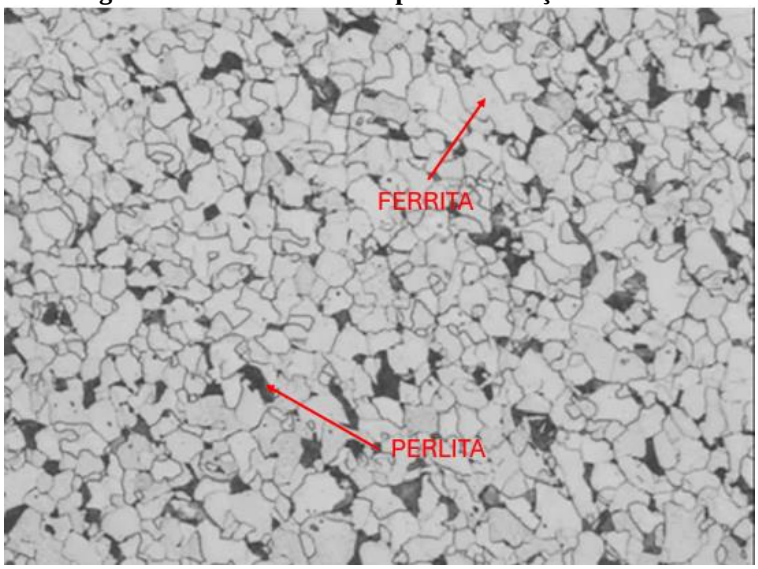
O desenvolvimento dos aços avançados de alta resistência (AHSS) é apresentado como uma resposta técnica fundamental da indústria siderúrgica aos desafios de redução de massa e eficiência energética no setor automobilístico (BOHATCH, 2024). Dentro dessa categoria, destacam-se os aços bifásicos, que solucionam o impasse entre elevada resistência mecânica e a conformabilidade. Em contrapartida, os aços-carbono comuns de baixo teor de carbono, como o SAE 1020, mantêm-se como referência clássica para aplicações que demandam excelente conformabilidade e processos de estampagem profunda, ainda que apresentem níveis de resistência mecânica inferiores aos AHSS. Conforme Gorni (2009), enquanto os aços de alta resistência permitem o uso de chapas mais finas sem comprometer propriedades mecânicas, os aços de baixo carbono permanecem amplamente empregados em componentes estruturais e estampados onde a ductilidade é o requisito predominante.

O aço SAE 1020, classificado pela norma SAE/AISI como aço-carbono comum, possui teor de carbono entre 0,18% e 0,23%, com aproximadamente 0,30% a 0,60% de manganês, além de teores residuais de silício, fósforo e enxofre. Essa composição química enxuta, isenta de elementos de liga em quantidades significativas, define seu comportamento metalúrgico. Industrialmente, é utilizado em componentes mecânicos estruturais, eixos, parafusos, peças cementadas e elementos estampados, sendo sua relevância decorrente da combinação entre propriedades equilibradas, facilidade de fabricação, soldabilidade e baixo custo (CHIAVERINI, 2008).

A fundamentação metalúrgica do SAE 1020 reside em sua microestrutura típica constituída predominantemente por ferrita e pequenas frações de perlita. A ferrita, fase de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), confere ao aço sua característica macia e dúctil, enquanto a perlita, um agregado lamelar de ferrita e cementita (Fe_3C), atua como agente de endurecimento secundário. Segundo Chiaverini (2008), em aços com teor de carbono próximo a 0,20%, a fração volumétrica de perlita situa-se na faixa de 20% a 25%, enquanto a ferrita compõe os 75% a 80% restantes, distribuída em uma matriz contínua que envolve as colônias

perlíticas. A Figura 24 ilustra a microestrutura característica de um aço SAE 1020, evidenciando a distribuição da ferrita e das colônias de perlita descritas anteriormente.

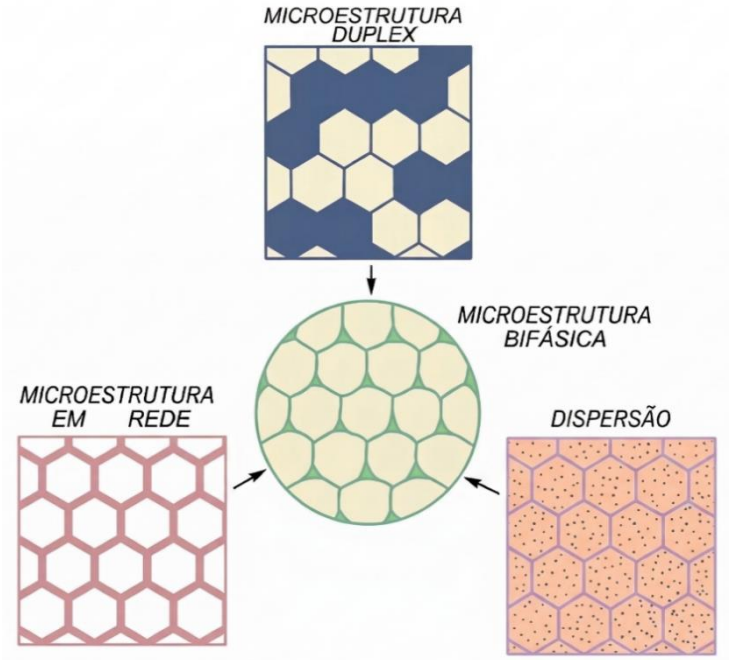
Figura 24 - Micoestrutura típica de um aço SAE 1020



Fonte: SARRUF *et al.*, 2015.

De forma análoga, a morfologia dos aços de alta resistência, apresentam uma microestrutura bifásica, constituída por uma matriz de ferrita poligonal macia que circunda ilhas dispersas de martensita dura. Segundo Hornbogen (1980), Gorni (1995, apud GORNI, 2009) essa microestrutura funde três morfologias básicas: A microestrutura bifásica funde três morfologias básicas: a duplex, a em dispersão e a em rede. Na morfologia duplex, as quantidades de grãos por volume das duas fases são iguais; logo, as razões entre as frações em volume e entre os volumes dos grãos das duas fases devem ser iguais. Da microestrutura em dispersão tem-se que a segunda fase dura deve ser totalmente isolada pela fase-matriz macia, garantindo-se a ductilidade e a conformabilidade do material. Finalmente, na morfologia em rede, a segunda fase se localiza exclusivamente nos contornos de grão da fase-matriz. A Figura 25 representa de forma ilustrativa essa morfologia.

Figura 25 - Morfologia da microestrutura bifásica



Fonte: Adaptado de HORNBOGEN 1980, *apud* GORNI, 2009 com auxílio do Google Gemini, 2026

A comparação entre as microestruturas do SAE 1020 e do DP600 evidencia diferenças fundamentais no mecanismo de endurecimento e no comportamento mecânico de cada aço. Segundo Chiaverini (2008), no SAE 1020 a perlita atua como fase de reforço por meio de seu arranjo lamelar de ferrita e cementita, distribuída de forma relativamente uniforme na matriz ferrítica, conferindo ao material endurecimento moderado associado à elevada ductilidade. Em contrapartida, conforme Gorni (2009) e Callister e Rethwisch (2016), no DP600 o endurecimento é proporcionado pelas ilhas de martensita dispersas, fase de estrutura tetragonal de corpo centrado e elevada dureza, obtida pela transformação da austenita durante o resfriamento rápido a partir da região intercrítica.

Essa distinção morfológica explica os comportamentos distintos previamente apresentados na comparação das curvas tensão-deformação, sendo a incompatibilidade de deformação entre a ferrita macia e a martensita dura, conforme descrito por Hornbogen (1980) e ratificado por Bhadeshia e Honeycombe (2017), o fator responsável pela elevada taxa de encruamento característica dos aços bifásicos. Tais características, segundo Bohatch (2024), tornam o DP600 particularmente adequado para operações de estampagem complexa em componentes estruturais automotivos, ao passo que aços baixo carbono mantém sua aplicação consolidada em peças onde a conformabilidade prevalece sobre a resistência mecânica.

3.7.2 Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas dos aços baixo carbono determinam diretamente seu desempenho no ensaio de estampagem Swift, cuja métrica principal é a Razão Limite de Estampagem (LDR), definida como a razão entre o maior diâmetro de *blank* conformado sem fratura e o diâmetro do punção (KLAYNIL; JANMANEE; LAWANWONG, 2025; SCHAEFFER, 2004.). Os parâmetros mais relevantes são o limite de escoamento, o limite de resistência, o alongamento uniforme, o coeficiente de encruamento (n) e o coeficiente de anisotropia plástica (r), que, em conjunto, governam o escoamento radial do flange sob a ação do prensa-chapas sem ruptura na parede do copo.

O coeficiente de encruamento (n), derivado da equação de Hollomon, governa a distribuição homogênea da deformação ao longo da parede da copa. Valores elevados de *n* retardam a estricção localizada e ampliam a deformação uniforme, situando-se tipicamente entre 0,20 e 0,26 em aços baixo carbono recozidos (SCALES *et al*., 2023). Quando destinado a processos de conformação em geral, apresenta propriedades mecânicas intrínsecas fundamentais, tais como limites de resistência à tração situados entre 380 MPa e 420 MPa, limite de escoamento variando de 165 MPa a 205 MPa, dureza na faixa de 100 HB a 120 HB (equivalentes a aproximadamente 105 HV a 126 HV, conforme conversão pela norma ASTM E140) e alongamento percentual entre 15% e 25% (KAHRAMAN; KÜLEKCİ; KÜÇÜK, 2019).

Para avaliar a aplicabilidade de materiais em processos baseados em dobramento e estiramento, o teste de altura limite de cúpula (LDH) desponta como um método industrial eficaz na determinação de suas características de formabilidade. Ensaios indicam que, ao variar a espessura de 0,5 mm para 2 mm, a dimensão inicial da chapa exerce influência direta nos parâmetros avaliados: o incremento da espessura potencializa, de forma proporcional, a capacidade de estiramento, a flexibilidade no dobramento e a altura máxima da cúpula. Esse comportamento confirma que chapas mais espessas do aço SAE 1020 apresentam maior resistência diante de solicitações severas de conformação (KAHRAMAN; KÜLEKCİ; KÜÇÜK, 2019).

Em suma, a correta caracterização das propriedades mecânicas e a análise dos coeficientes de encruamento e anisotropia são fundamentais para prever o comportamento dos aços de baixo carbono em operações industriais. Enquanto o ensaio Swift estabelece os limites de escoamento radial e da Razão Limite de Estampagem (LDR), o teste de altura limite de cúpula (LDH) complementa essa análise ao demonstrar o impacto direto de variáveis

geométricas, como a espessura da chapa, na resistência ao estiramento e ao dobramento. Portanto, a integração entre os parâmetros e as dimensões nominais da chapa é o que viabiliza a otimização dos processos de conformação severa, garantindo a integridade estrutural dos componentes estampados sem a ocorrência de falhas prematuras.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Fluxograma do desenvolvimento dos processos do projeto

O objetivo principal deste trabalho foi analisar o comportamento mecânico e microestrutural do aço SAE 1020 submetido ao processo de estampagem. Para tanto, adotou-se uma metodologia estruturada em duas etapas sequenciais, cujo desdobramento detalhado encontra-se ilustrado nos fluxogramas exibidos nas Figuras 26 e 27.

Figura 26 - Fluxograma do desenvolvimento da primeira etapa do trabalho

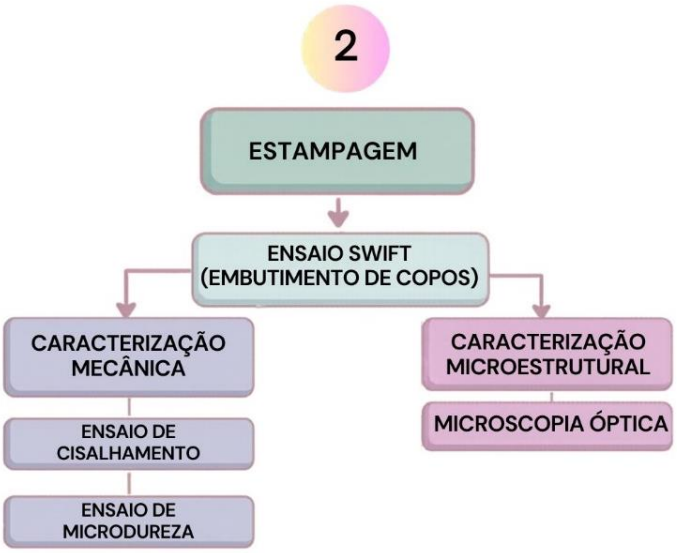


Fonte: Autora, 2026

Na etapa inicial do estudo (1), o material recebido foi submetido a análises preliminares organizadas em duas vertentes principais: a caracterização mecânica e a caracterização microestrutural. A primeira compreendeu a execução de ensaios de cisalhamento e de microdureza, enquanto a segunda foi conduzida por meio de microscopia óptica. Concluídas essas análises de referência, o material seguiu para a segunda etapa do estudo.

Na segunda etapa (2), apresentada no fluxograma da Figura 27, o material foi submetido ao processo de estampagem por meio do ensaio Swift. Para a caracterização pós-estampagem, foi selecionado o *blank* de 105 mm de diâmetro, uma vez que essa condição apresentou o maior endurecimento alcançado pelo aço SAE 1020 durante a operação de estampagem. Após a conformação, a amostra foi submetida novamente às mesmas análises de caracterização mecânica e microestrutural realizadas na condição inicial, permitindo a comparação direta entre os estados antes e após a estampagem e, consequentemente, a avaliação dos efeitos do processo sobre as propriedades do material.

Figura 27 - Fluxograma do desenvolvimento da segunda etapa do trabalho



Fonte: Autora, 2026

4.2 Material

O material selecionado para a execução dos ensaios de estampagem foi o aço de baixo carbono SAE 1020, cuja composição química nominal encontra-se detalhada na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química do aço SAE 1020

C (Carbono)	Mn (Manganês)	P (Fósforo)	S (Enxofre)
0,21%	0.45%	0.028%	0.012%%

Fonte: GERDAU AÇOS ESPECIAIS, 2026

4.3 Métodos

O tratamento dos dados obtidos e a confecção dos gráficos apresentados foi realizado por meio dos *softwares Microsoft Excel* e *Origin*.

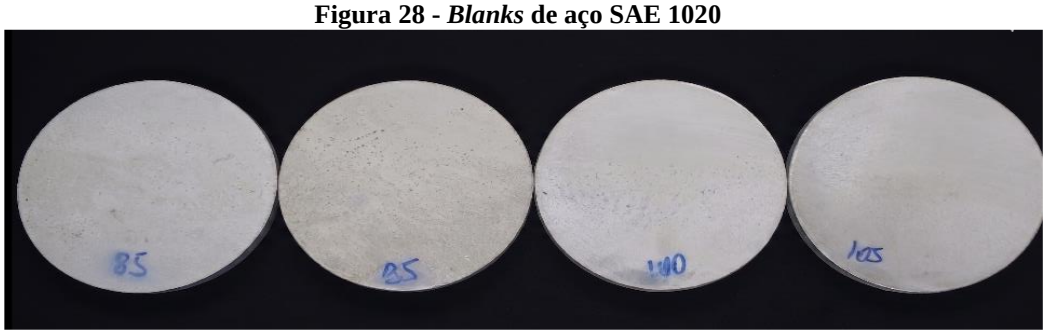
As ferramentas de Inteligência Artificial Generativa foram utilizadas neste trabalho nas seguintes etapas*: Gemini Nanobana* foi utilizada para geração de imagens, na etapa de revisão bibliográfica. Declaro, ademais, que não houve utilização de recursos de inteligência artificial para a análise de resultados. Todo o conteúdo gerado foi revisado criticamente e validado pelo autor, que assume integral responsabilidade pela originalidade e veracidade do texto final.

4.3.1 Estampagem

4.3.1.1 Ensaio Swift

Para a avaliação do desempenho e da estampabilidade do material, foram confeccionados *blanks* circulares com diâmetros de 85 mm, 95 mm, 100 mm e 105 mm para o aço SAE 1020 com 1,5 mm de espessura, como exposto na Figura 28.

Figura 28 - *Blanks* de aço SAE 1020



Fonte: Autora, 2026.

O parâmetro de estampabilidade foi quantificado pela razão entre o ultimo diâmetro máximo do *blank* sem fraturar e o diâmetro do punção utilizado. Esse parâmetro permite identificar a condição máxima de severidade na qual o material ainda apresenta conformação completa do copo sem a ocorrência de fraturas. A expressão matemática empregada para o cálculo da LDR é apresentada na Equação (6).

$$LDR = \frac{D_{blank}}{d_{punção}} \tag{6}$$

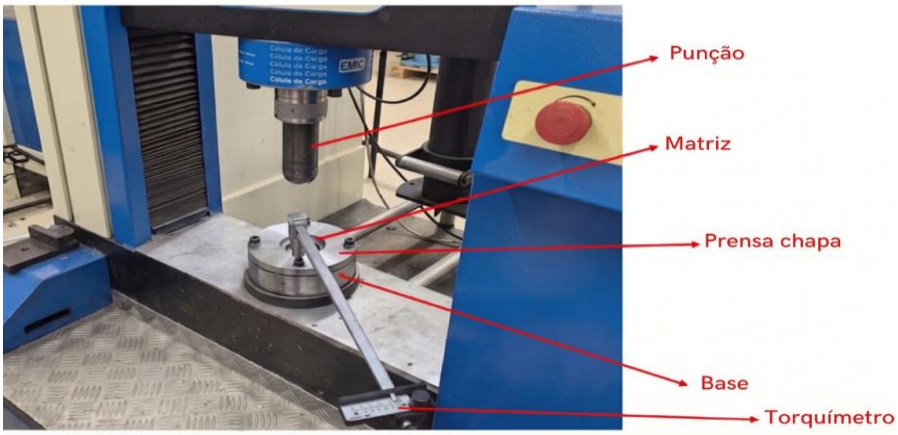
Onde:

D_{blank} = Diâmetro máximo do *blank* que estampou sem se romper;

$d_{punção}$ = Diâmetro do punção.

O ensaio de estampagem dos corpos de prova de aço SAE 1020 foi conduzido em uma máquina universal de ensaios EMIC com capacidade nominal de 300 kN, utilizando-se um punção de estampagem com diâmetro de 50 mm e uma matriz de estampagem, conforme o arranjo experimental demonstrado na Figura 29. O processo de conformação mecânica foi realizado sob condições de atrito seco (sem lubrificação), aplicando-se uma pré-carga inicial de ~5 kN e um torque de aperto de 40 Nm, controlado pelo torquímetro *Gedore* do conjunto.

Figura 29 - Conjunto utilizado para o ensaio Swift



Fonte: Autora, 2026.

4.3.2 Caracterização Mecânica

A caracterização mecânica do aço SAE 1020 foi realizada por meio de duas técnicas, ensaios de cisalhamento e ensaios de microdureza Vickers, aplicadas no material como recebido e na amostra extraída a partir do copo estampado com uso do *blank* de 105 mm conformado por estampagem, conforme descrito nas seções a seguir

4.3.2.1 Cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento foram conduzidos por meio de um dispositivo acoplado à máquina universal de ensaios Instron 5982, equipada com célula de carga de 100 kN, conforme ilustrado na Figura 30.

Figura 30 - Máquina de ensaios universais



Fonte: Autora, 2026.

Os corpos de prova empregados nos ensaios de cisalhamento consistiram em chapas de aço com as seguintes dimensões: comprimento de 50 mm, largura de 20 mm e espessura de 1,5 mm, no estado como recebido, anteriormente ao processo de estampagem. Após o recorte do copo estampado, obtido a partir de um *blank* de 105 mm, as dimensões passaram a ser de 30 mm de comprimento, 12 mm de largura e 1,5 mm de espessura. O recorte foi realizado com o auxílio de uma micro retífica Mondial Power Tools de 170 W. A Figura 31 ilustra o corpo de prova, o equipamento utilizado para o recorte e a região da parede do copo da qual a amostra para o ensaio de cisalhamento foi extraída.

Figura 31 - Equipamento, local de amostragem e corpo de prova pós-ensaio



(a) (b) (c)

(a), Micro retífica, (b) local da extração da amostra. e (c) corpo de prova após ensaio

Fonte: Autora, 2026.

A deformação cisalhante (γ) foi obtida dividindo o deslocamento medido pela largura efetiva do corpo de prova a partir das relações descritas na Equação (4).

$$\gamma = \frac{\Delta l}{b} \tag{4}$$

Onde:

γ: Deformação cisalhante;

ΔL: Deslocamento do corpo de prova durante o ensaio de cisalhamento, (mm). Vide detalhe na Figura 29(c);

b: Largura efetiva ao cisalhamento do corpo de prova (mm). Neste experimento esse valor foi igual a 5,0 mm (padrão deste dispositivo de cisalhamento), Figura 29(c).

Já a tensão cisalhante (τ) foi calculada dividindo a carga aplicada pela área cisalhada, definida pelo produto entre o comprimento e a espessura do corpo de prova, descrita na Equação (5)

$$\tau = \frac{P}{L \cdot t} \tag{5}$$

Onde:

τ : Tensão cisalhante (MPa);
P: Carga aplicada durante o ensaio (N);
L: Comprimento do corpo de prova (mm);
t: Espessura do corpo de prova (mm).

4.3.2.2 Microdureza Vickers

A caracterização mecânica do aço SAE 1020, nos estados como recebido e deformado por estampagem, foi complementada por ensaios de microdureza Vickers. As medições foram realizadas em um microdurômetro Shimadzu, modelo HMV, com carga aplicada de 0,3 kgf e tempo de permanência da indentação de 15 segundos. O equipamento utilizado e o local de retirada da amostra é apresentado na Figura 32.

Figura 32 - Microdurômetro Shimadzu HMV



(a) (b)

(a) Microdurometro Shimadzu, (b) Local de retirada da amostra

Fonte: Autora, 2026.

Foram coletadas 16 medições em cada condição do material, com espaçamento de 0,6 mm entre as indentações para evitar interferência de zonas de encruamento prévio. A análise estatística envolveu o cálculo da média amostral, desvio padrão, variância e intervalos de confiança, todos estimados com base na distribuição *t* de *Student*, a qual também foi empregada no teste de hipóteses para duas amostras independentes com o objetivo de avaliar a influência da deformação plástica sobre a dureza. A significância do teste foi determinada pelo valor p e pela comparação entre a estatística calculada e o valor crítico tabelado. As condições avaliadas corresponderam ao material no estado como recebido e ao material deformado.

4.3.3 Caracterização Microestrutural

4.3.3.1 Microscopia Óptica

Para a análise microestrutural do aço SAE 1020, as amostras nas condições como recebido e deformado foram submetidas à preparação metalográfica convencional. Inicialmente, realizou-se o embutimento dos corpos de prova em resina acrílica autopolimerizável. Na sequência, procedeu-se ao lixamento sequencial em uma politriz Struers, utilizando lixas de granulometria progressiva de 240, 320, 400 e 600 *mesh*, seguido pelo polimento com pastas de diamante com granulometrias de 9 µm e 3 µm. A revelação da microestrutura foi realizada por meio de ataque químico por imersão em reagente Nital a 5%. A análise metalográfica e a obtenção das micrografias foram conduzidas em um microscópio óptico Fortel, equipado com câmera digital acoplada para aquisição das imagens Fortel com ampliações de 100×, 200×, 400× e 800×.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

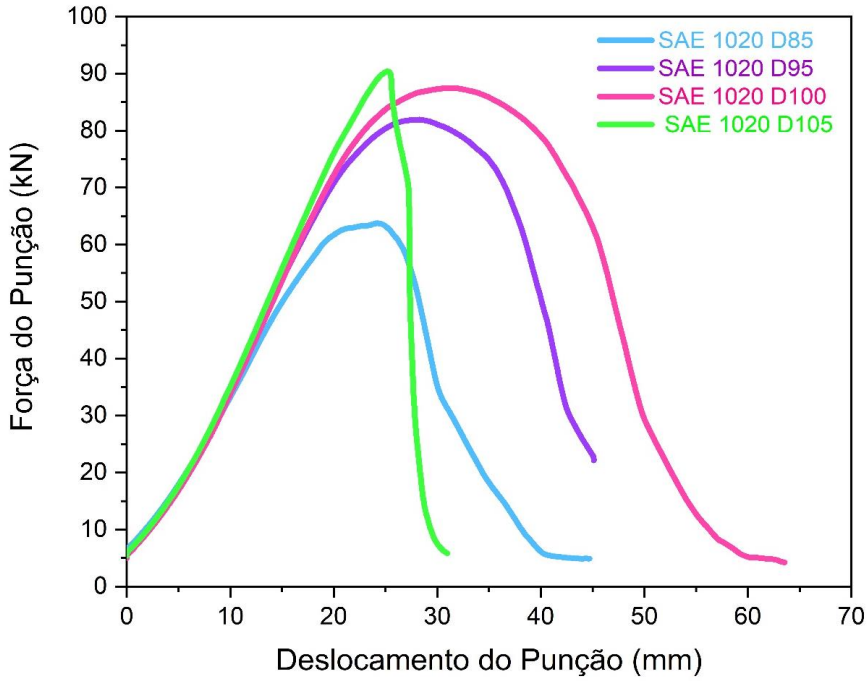
A seção a seguir apresenta a discussão dos resultados obtidos conforme as duas etapas metodológicas definidas no presente trabalho. A seção a seguir apresenta a discussão dos resultados obtidos conforme as duas etapas metodológicas definidas no presente trabalho. Dessa forma, pretende-se evidenciar a influência do processo de deformação plástica sobre as propriedades mecânicas do aço SAE 1020, com destaque para a dureza, resistência ao cisalhamento, alterações microestruturais e a capacidade de estampagem desse material, avaliada por meio da razão limite de estampagem (LDR).

5.1 Ensaio de estampagem: ensaio Swift

5.1.1 Análise da razão limite de estampagem (LDR)

As curvas força-deslocamento obtidas no ensaio Swift, apresentadas na Figura 33, revelam um comportamento consistente com os fundamentos teóricos da estampagem profunda. A força máxima registrada no punção cresce progressivamente com o aumento do diâmetro inicial do *blank,* fenômeno atribuído ao maior volume de material submetido à deformação plástica e ao encruamento acumulado ao longo do processo. Cabe destacar que o ensaio foi realizado sem lubrificação, em condição de atrito seco entre o *blank* e as ferramentas, o que tende a intensificar os esforços de conformação registrados nesta pesquisa.

Figura 33 - Carga em função do deslocamento do punção para diferentes diâmetros de *blank*



Fonte: Autora (2026)

O perfil das curvas obtidas para todos os diâmetros de *blank* segue o comportamento descrito por Mielnik (1991), no qual a força total do punção resulta da superposição entre a deformação plástica ideal, que cresce continuamente pelo encruamento progressivo, e a força de atrito, que apresenta pico inicial e decresce à medida que a área do flange diminui. Isso explica a subida íngreme, o pico máximo e a descida observados nas curvas dos *blank*s de 85, 95 e 100 mm, que concluíram o processo de forma ordenada. O *blank* de 105 mm, por sua vez, destoa desse padrão: a queda abrupta da força logo após o pico evidencia que a ruptura interrompeu o processo antes que o flange fosse completamente consumido, caracterizando a ultrapassagem do limite de conformabilidade do material.

O *blank* de 85 mm, com menor volume de material, apresentou curva com queda antecipada da força, enquanto o de 95 mm exibiu curso mais prolongado devido ao maior volume submetido à deformação plástica e ao incremento das forças de atrito no flange. Em ambos, a força decresce gradualmente à medida que o flange é consumido, até a conclusão do copo.

O *blank* de 100 mm apresentou a maior profundidade de embutimento e a curva de maior extensão horizontal entre os corpos de prova sem ruptura, resultando em LDR igual a 2,0 para o aço SAE 1020. Esse valor é compatível com a literatura: Mayavan e Karthikeyan (2013) obtiveram LDR de 2,2 em ensaios com aço de baixo carbono, confirmando a aptidão desse grupo de materiais para operações de embutimento profundo. Entretanto, nas análises por simulação numérica realizadas pelos autores com o software *Abaqus*, é mencionada a adoção de coeficientes de atrito de 0,125 entre o punção e o *blank* e de 0,05 entre o *blank* e o prensa-chapas. Caso o presente ensaio tivesse sido realizado com lubrificação, seria esperada uma redução da carga de estampagem em razão da diminuição do atrito nas interfaces de contato entre as ferramentas e o *blank*, para um mesmo valor de LDR.

O *blank* de 105 mm ultrapassou o limite de estampabilidade, resultando em ruptura do copo.O excesso de material no flange impôs tensão de tração na parede superior à sua capacidade resistente, gerando instabilidade plástica por afinamento na região do raio do punção, mecanismo consistente com Schaeffer (2004) e Luyen, Mac, Banh e Nguyen (2023).

O pico de carga registrado resulta da combinação entre o endurecimento por encruamento e a resistência friccional nas interfaces entre a chapa, a matriz e o prensa-chapas, sendo este último fator amplificado pela ausência de lubrificante nos ensaios realizados. Bresciani *et al*. (2011) e Cruz (2008) indicam que as condições de lubrificação modulam diretamente o fluxo do material nas interfaces de contato, enquanto Helman e Cetlin (2010) complementam que essa resistência ao deslizamento governa tanto a carga total de conformação

quanto a distribuição de pressões e o desgaste das ferramentas. Nesse sentido, Ferreira (2010) e Kalkan; Somay (2024) reforçam que o emprego de lubrificantes, como filmes de Teflon, grafite ou óleos sintéticos, reduziria o atrito e favoreceria uma distribuição mais homogênea da espessura final da peça, com consequente redução da carga necessária para o embutimento e escoamento mais uniforme do material.

No que se refere ao encruamento como mecanismo central desse comportamento, Groover (2010) e Rodriguez (2015) esclarecem que esse fenômeno se manifesta pelo aumento da mobilidade de discordâncias durante a deformação plástica, as quais passam a interagir e a bloquear o movimento umas das outras, elevando progressivamente a tensão necessária para manter a deformação. Nesse contexto, à medida que *blanks* de maiores diâmetros são conformados, uma quantidade crescente de material é tracionada para o interior da matriz, intensificando o encruamento ao longo da parede do copo e, por consequência, elevando a carga total suportada pelo punção.

A profundidade final dos corpos de prova conformados, exibido na Tabela 2 demonstrou tendência de crescimento com o aumento do diâmetro do *blank*, comportamento diretamente relacionado ao maior volume de material disponível para fluir em direção à cavidade da matriz à medida que o punção avança em seu curso. Esse fenômeno é coerente com o descrito por Luyen, Tong e Nguyen (2022), que apontam que o material necessário para compor as paredes da peça cilíndrica é continuamente fornecido pelas regiões periféricas do *blank*, de modo que discos de maior diâmetro disponibilizam maior quantidade de material para o preenchimento progressivo da matriz, permitindo, em consequência, a obtenção de copos com maior profundidade.

Tabela 2 - Profundidade dos copos estampados

Diâmetro do *blank* (mm)	Profundidade pós estampagem (mm)
85	35,45
95	47,32
100	51,39
105	24,01

Fonte: Autora (2026).

Os copos resultantes do processo de embutimento são apresentados na Figura 33. Nota-se que o corpo de prova produzido com *blank* de 105 mm apresentou fratura durante a operação, exibindo uma flange extensa e plana ao redor da base parcialmente embutida, indicando que parcela significativa do material não escoou para o interior da matriz, configuração geométrica típica de ensaios que excedem o LDR de um material. Nota-se ainda a presença da ondulação da aba dos copos não fraturados, característico da anisotropia dessa classe de materiais (LUIZ *et al.*, 2022; WANG; NIU; YAN, 2024), em especial para o copo estampado com o *blank* de diâmetro de 100 mm. Verifica-se ainda uma tendência para o deslocamento do *blank* durante o ato de estampagem, para a amostra embutida para o *blank* de 95 mm, pelo fato de ela não se mostrar totalmente simétrica.

Figura 33 – Aspecto visual dos copos estampados obtidos nos ensaios de conformação mecânica.



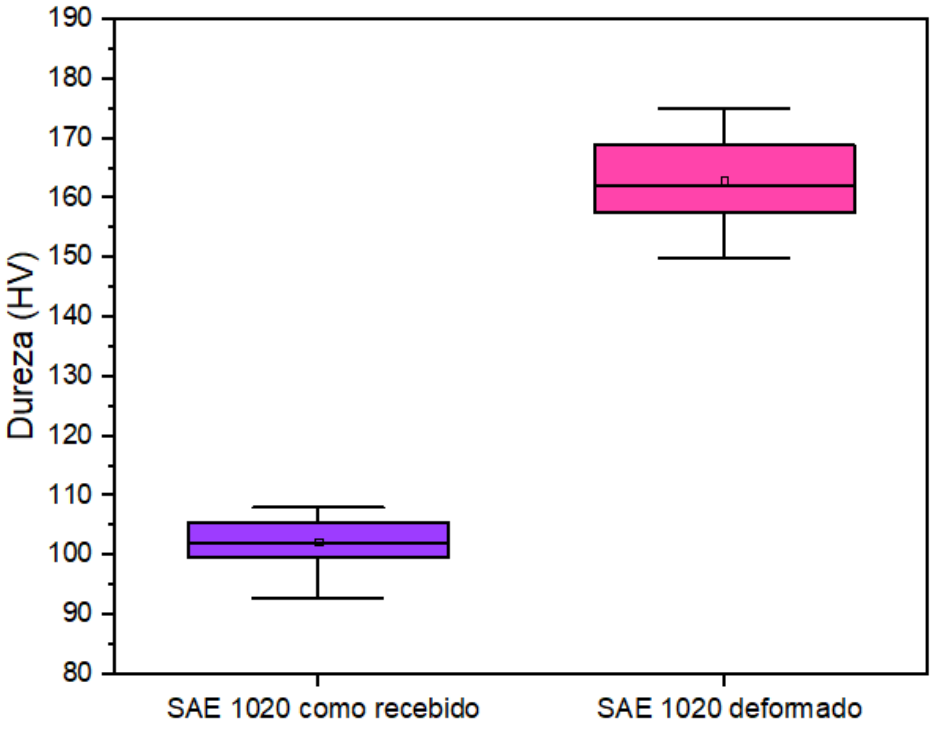
(1) 85 mm; (2) 95 mm; (3) 100 mm; (4) 105 mm
Fonte: Autora (2026)

5.2. Caracterização Mecânica

5.2.1 Microdureza Vickers

A caracterização mecânica por microdureza Vickers foi conduzida com o objetivo de avaliar o efeito da deformação plástica imposta pelo processo de estampagem sobre o comportamento mecânico do aço SAE 1020 antes e após a estampagem. Para tanto, as medições foram realizadas na parede do copo estampado, região submetida a esforços de tração e compressão durante a conformação, sendo recomendável que as indentações sejam distribuídas ao longo de toda a seção transversal, de modo a capturar possíveis gradientes de encruamento introduzidos pelo processo. Os resultados obtidos são apresentados de forma comparativa no gráfico *boxplot* da Figura 34, no qual se observa a notória diferença da dureza Vickers entre as duas amostras analisadas.

Figura 34 - *Boxplot* dos valores de microdureza Vickers (HV) do aço SAE 1020 na condição inicial e após a estampagem do *blank* de 105 mm.



Fonte: Autora (2026)

O *boxplot* apresentado na Figura 34 evidencia diferenças significativas entre as distribuições de dureza das duas condições, sem sobreposição dos intervalos interquartílicos, confirmando o efeito significativo da estampagem sobre a dureza do material. A maior amplitude da caixa correspondente ao material deformado reflete a heterogeneidade da

deformação plástica imposta pelo processo, em concordância com o aumento do desvio padrão observado.

O aço SAE 1020 no estado como recebido apresentou o valor da média amostral para dureza Vickers igual a 102,3 HV, desvio padrão de 4,17 HV e variância de 17,38 HV, indicando, com 95% de confiança, que a dureza média real do material como recebido está entre 100,08 HV e 104,52 HV, como definido pela distribuição t de *Student*. Tais valores são consistentes com os reportados na literatura para aços de baixo carbono, cuja dureza situa-se tipicamente na faixa de 100 HB a 120 HB (equivalentes a aproximadamente 105 HV a 126 HV, respectivamente, conforme conversão pela norma ASTM E140) (KAHRAMAN; KÜLEKCİ; KÜÇÜK, 2019), reflexo direto da microestrutura ferrítica-perlítica característica desta classe de material, com predominância de ferrita e pequenas frações de perlita (CHIAVERINI, 2008).

A baixa dispersão dos valores, evidenciada pelo desvio padrão reduzido e pela compactação do boxplot indicado pela cor roxa, demonstra homogeneidade microestrutural do material na condição inicial, fator metodologicamente relevante por garantir que as variações observadas após a estampagem possam ser atribuídas ao processo de deformação plástica, e não a heterogeneidades preexistentes.

Após a conformação por estampagem profunda, o material apresentou média amostral de 163,0 HV, desvio padrão de 7,21 HV e variância de 52,00 HV, o que significa que, com 95% de confiança, que a média verdadeira da dureza Vickers está situada no intervalo entre 159,18 HV e 166,84 HV. Esses valores correspondem a um incremento absoluto de aproximadamente 60,7 HV e a um aumento relativo da ordem de 59% em relação à condição como recebido. O aumento concomitante do desvio padrão, que passou de 4,17 para 7,21 HV, indica maior dispersão dos valores de dureza na condição deformada, fenômeno associado à distribuição heterogênea da deformação plástica ao longo das diferentes regiões do copo conformado.

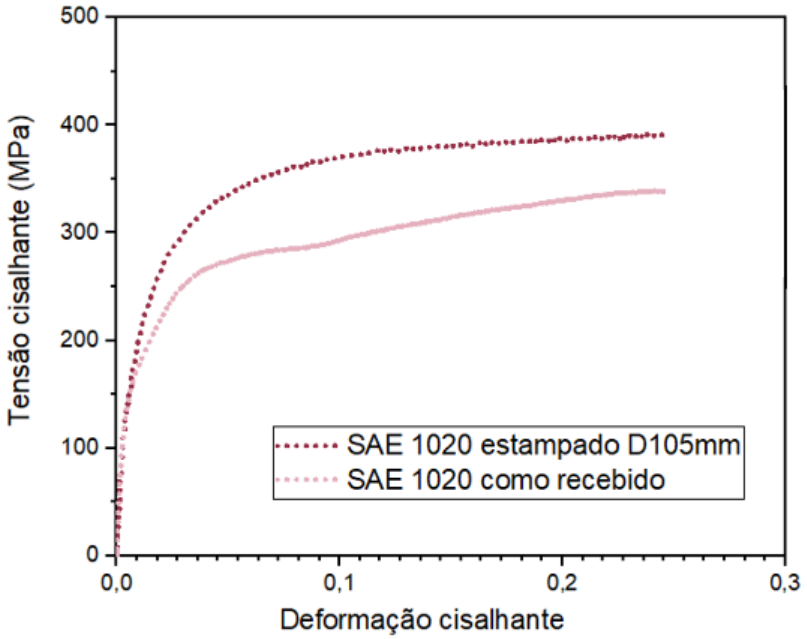
A análise estatística comparativa entre as duas condições, realizada por meio do teste *t* de *Student*, corroborou a significância da diferença observada. Os intervalos de confiança das médias reais não apresentam sobreposição, e o valor de *pvalue* obtido foi inferior a 0,001, conduzindo à rejeição da hipótese nula de igualdade das médias em favor da hipótese alternativa, ou seja, de que existe diferença significativa entre os valores da dureza Vickers do aço SAE 1020 no estado como recebido e após a estampagem.

5.2.2 Ensaio de Cisalhamento

A caracterização mecânica com uso do ensaio de cisalhamento foi conduzida com o objetivo de avaliar quantitativamente o efeito da deformação plástica imposta pela estampagem

profunda sobre o comportamento mecânico do aço SAE 1020, em termos da identificação dos valores máximos de tensão cisalhante e da deformação cisalhante máxima na condição estampado até o início da instabilidade plástica do material nesse modo de deformação plástica (rasgamento da chapa, corte). As curvas tensão-deformação cisalhante obtidas para o material nas condições como recebido e após estampagem com *blank* de 105 mm são apresentadas na Figura 35, permitindo a comparação direta entre o estado recebido e o estado deformado do material.

Figura 35 - Curva tensão cisalhante *versus* deformação cisalhante



Fonte: Autora (2026)

A curva referente ao aço SAE 1020 na condição como recebido apresenta comportamento característico de materiais metálicos dúcteis em regime de cisalhamento. Observa-se, inicialmente, um trecho linear correspondente ao regime elástico, no qual a tensão cresce de forma proporcional à deformação imposta, seguido por uma transição suave para o regime plástico, marcado pelo escoamento do material. A partir desse ponto, a curva exibe encruamento progressivo, com aumento contínuo da tensão cisalhante em função da deformação acumulada, atingindo tensão cisalhante igual a 340 MPa para o valor limite de deformação cisalhante do aço SAE 1020 pós estampagem, que foi igual a 0,26.

Já para a condição estampada, para o mesmo valor de deformação cisalhante, ou seja, de 0,26, o qual corresponde ao limite de deformação cisalhante que o SAE 1020 suportou após a operação de estampagem, o valor de tensão cisalhante foi igual a 396 MPa. A elevação da

tensão (340 MPa para 396 MPa) é um indicativo do endurecimento por deformação plástica (encruamento) do aço SAE 1020 após a conclusão da operação de estampagem.

Os resultados do ensaio de cisalhamento, em termos do endurecimento do aço SAE 1020 após a estampagem podem ser correlacionados com o acréscimo da dureza desse aço, sendo ambos, parâmetros que identificam o endurecimento do material com a realização da operação de estampagem. O aumento de dureza Vickers média do aço SAE 1020 desde a condição como recebido, 102 HV, para 162 HV após a estampagem, confirma o endurecimento detectado pelo acréscimo da tensão cisalhante no ponto de deformação máxima após a estampagem, ou seja, a variação de 340 MPa para 395 MPa. Essa correspondência da elevação da dureza em regiões mais solicitadas foi igualmente demonstrada por Roy, Klassen e Wood (2009) em processos de conformação a frio, nos quais o aumento da deformação plástica equivalente é acompanhado pela elevação dos valores de dureza. Pode-se afirmar que tanto a dureza Vickers quanto a resistência ao cisalhamento são governadas pela mesma base estrutural, a resistência oferecida pelo material à movimentação de discordâncias, resultado corroborado por Zurita-Hurtado, Di Graci-Tiralongo e Capace-Aguirre (2017), que verificaram aumento do limite de escoamento e da resistência máxima ao cisalhamento após deformação plástica em aços de baixo carbono.

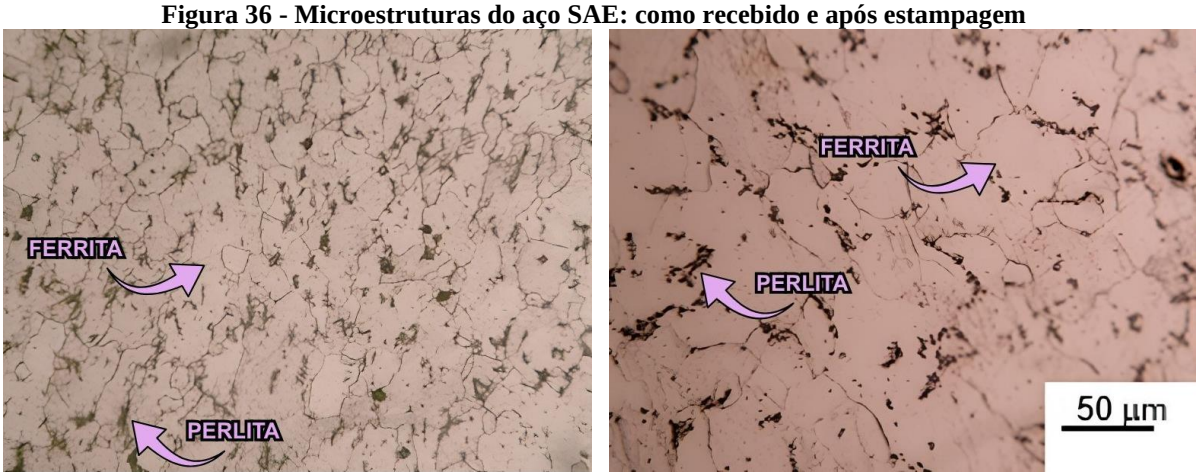
A consistência entre os dois resultados, obtidos por técnicas experimentais independentes, fortalece a interpretação adotada e confirma que a estampagem profunda induziu encruamento no material conformado. Esse endurecimento é evidenciado pelo fato de a curva da condição estampada se manter sempre acima daquela do material como recebido em termos de tensão cisalhante. No entanto, a menor inclinação observada na curva do material estampado indica que a capacidade de acomodar deformação plástica adicional foi progressivamente reduzida pelo bloqueio mútuo de discordâncias (RODRIGUES, 2015; GROOVER, 2010), o que explica a fratura verificada no *blank* de 105 mm durante o processo.

5.3 Caracterização microestrutural

A análise micrográfica do aço SAE 1020 no estado como recebido constitui a referência fundamental para a avaliação das modificações induzidas pelo processo de estampagem profunda. Na Figura 36 são apresentadas as micrografias do aço SAE 1020 antes e após a operação de estampagem, conduzida a partir do copo estampado com diâmetro de *blank* de 105 mm. A região analisada corresponde à mesma área utilizada nas medições de microdureza Vickers, ou seja, na seção longitudinal da chapa. Cabe ressaltar, no entanto, que na seção ortogonal da chapa, na região da espessura, um perfil microestrutural diferenciado poderia ter

sido observado, como o possível alongamento dos grãos decorrente da deformação plástica imposta pela estampagem.

Figura 36 - Microestruturas do aço SAE: como recebido e após estampagem



(a) (b)

(a) como recebido, (b) após estampagem
Fonte: Autora (2026)

A microestrutura identificada apresenta dois constituintes: uma matriz contínua de coloração clara, correspondente à ferrita, e regiões escuras dispersas, atribuídas à perlita, distribuída preferencialmente nos contornos de grão da ferrita, com colônias menores dispersas no interior da matriz. Essa morfologia é característica de aços de baixo carbono submetidos a resfriamento lento e está em acordo com o descrito por Chiaverini (2008), que estabelece para o SAE 1020 uma microestrutura predominantemente ferrítica com frações secundárias de perlita dispostas em matriz contínua envolvendo as colônias perlíticas.

Os grãos ferríticos observados apresentam contornos bem definidos e distribuição uniforme, embora seja possível notar discretos resquícios de alongamento, decorrente, por exemplo, de uma operação de laminação da chapa, processo anterior à estampagem do aço SAE 1020, mesmo no estado como recebido.

Após a estampagem, as micrografias das amostras não evidenciam diferenças microestruturais expressivas. Esperava-se observar um alongamento dos grãos ferríticos, associado à deformação plástica decorrente da operação de conformação, manifestação que, no entanto, não se confirmou de forma evidente nas imagens obtidas, à exceção de uma tendência de aumento do tamanho de grão ferrítico, que pode ser interpretada como reflexo de um alongamento preliminar promovido pela operação de conformação. Esse comportamento é coerente com os resultados experimentais de Almeida (2020), que identificou grãos alongados e dureza superior na região conformada em relação ao material original. Por se tratar de uma amostra que não atingiu o estado final de conformação, a deformação plástica não se

desenvolveu de forma homogênea, o que limita a representatividade dos resultados. Entretanto, a baixa definição dos contornos de grão após o ataque químico limitou a caracterização microestrutural

Observa-se ainda uma redistribuição morfológica da perlita, que se apresenta mais fragmentada e menos concentrada nos contornos de grão em relação à condição inicial. Esse comportamento é coerente com o estado de deformação imposto, no qual as colônias perlíticas, originalmente compactas, foram parcialmente desorganizadas pelo cisalhamento, contribuindo para o aumento da densidade de defeitos cristalinos no material, fenômeno que Rodrigues (2015) e Groover (2010) associam ao bloqueio mútuo entre discordâncias e à consequente elevação da resistência ao escoamento.

6 CONCLUSÕES

O presente trabalho analisou a influência do processo de estampagem profunda sobre o comportamento mecânico e microestrutural do aço SAE 1020. Os resultados obtidos permitiram atender aos objetivos específicos delineados e são sintetizados a seguir.

O limite de estampagem foi determinado pelo valor da razão limite de estampagem (LDR = 2,0), estabelecendo o diâmetro máximo do *blank* em 100 mm para um punção de 50 mm, nas condições adotadas, configuração de matriz, lubrificação e velocidade de avanço do punção de 7 mm/min.

O endurecimento do material decorrente da estampagem foi confirmado por duas vias independentes. A análise de dureza Vickers, com suporte de tratamento estatístico, evidenciou diferença significativa entre os estados como recebido e estampado. O ensaio de cisalhamento corroborou esse resultado e revelou, adicionalmente, tendência à queda contínua do encruamento no copo obtido com *blank* de 105 mm, diâmetro superior ao limite previsto pelo LDR, sinalizando o início da degradação do processo.

As alterações microestruturais, mostraram-se pouco pronunciadas: identificou-se apenas uma tendência sutil do alongamento dos grãos ferríticos após a estampagem, sem mudança nos constituintes, conforme esperado. Um possível alinhamento dos grãos poderia ter sido mais bem evidenciado caso a seção observada do copo estampagem tivesse sido a seção ortogonal, ou seja, na região da espessura, e não a longitudinal.

7 REFERÊNCIAS

ALTENBACH, H.; KOLUPAEV, V. A. **Reviewing Yield Criteria in Plasticity Theory**. Advanced Structured Materials, p. 19–106, 2024.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E140-12B(2019)e1**: Standard Hardness Conversion Tables for Metals — Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, Scleroscope Hardness, and Leeb Hardness. West Conshohocken: ASTM International, 2019. Disponível em: https://www.astm.org/Standards/E140.htm. Acesso em: 23 jun. 2026.

ARAVIND, U.; CHAKKINGAL, U.; VENUGOPAL, P. **A review of fine *blank*ing: influence of die design and process parameters on edge quality**. Journal of Materials Engineering and Performance, [s. l.], v. 30, p. 1-32, 2021. DOI: 10.1007/s11665-020-05339-y. Disponível em: https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-020-05339-y. Acesso em: 24 maio 2026.

BANABIC, Dorel. **Sheet Metal Forming Processes:** constitutive modelling and numerical simulation. Berlin: Springer, 2010. DOI: 10.1007/978-3-540-88113-1. Disponível em: https://link.springer.com/book/10.1007/978-3-540-88113-1. Acesso em: 23 maio 2026.

BAO, Jian *et al*. **Exploring mechanical properties using the hydraulic bulge test and uniaxial tensile test with micro-samples for metals**. Metals, [s. l.], v. 14, n. 8, p. 917, ago. 2024. DOI: 10.3390/met14080917. Disponível em: https://doi.org/10.3390/met14080917. Acesso em: 2 mar. 2026.

BARBOSA-JAIMES, Jhon Erickson; GARCIA-PAEZ, Ismael Humberto; CASADIEGO, Claudia Liliana. **Construction of formability limit curves for low-carbon steels used in the manufacture of pressure cylinders**. Ingeniería, Bogotá, v. 28, n. 3, e20025, 2023. DOI: 10.14483/23448393.20025. Disponível em: https://www.redalyc.org/journal/4988/498881650004/html/. Acesso em: 23 maio 2026.

BASAK, Shamik *et al*. **Analyses of shearing mechanism during shear-cutting of 980 MPa dual-phase steel sheets using ductile fracture modeling and simulation**. International Journal of Material Forming, [s. l.], v. 15, n. 4, 2022. DOI: 10.1007/s12289-022-01654-y. Disponível em: https://link.springer.com/article/10.1007/s12289-022-01654-y. Acesso em: 24 maio 2026.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels:** microstructure and properties. 4. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017. 488 p.

BOHATCH, Rafael Guetter. **Análise da estampabilidade de aços avançados de elevada resistência através de caracterização microestrutural por difração de elétrons retroespalhados e nanoindentação.** 2024. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2024.

TRZEPIECIŃSKI, Tomasz. **Approaches for Preventing Tool Wear in Sheet Metal Forming Processes**. *Machines*, Rzeszów, v. 11, n. 6, p. 616, jun. 2023. DOI: https://doi.org/10.3390/machines11060616. Disponível em: https://www.mdpi.com/2075-1702/11/6/616. Acesso em: 24 maio 2026.

BRESCIANI FILHO, E. *et al*. **Conformação plástica dos metais.** Edição digital. [S. l.: s. n.], 2011.

BRITTON, T. B.; HICKEY, J. L. R. **Understanding deformation with high angular resolution electron backscatter diffraction (HR-EBSD)**. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, [s. l.], v. 304, n. 1, p. 012003, 2018. DOI: 10.1088/1757-899X/304/1/012003. Disponível em: https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/304/1/012003. Acesso em: 25 maio 2026.

CETLIN, Paulo Roberto; HELMAN, Horácio. **Fundamentos da conformação mecânica dos metais.** 2. ed. São Paulo: Artliber, 2005.

CHEN, S.-C. *et al*. **Role of the crystallographic texture in anisotropic mechanical properties of a newly-developed hot-rolled TRIP steel**. Materials Science and Engineering:, [s. l.], v. 790, p. 139742, 2020. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139683. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921509320307620. Acesso em: 25 maio 2026.

CHETRY, A.; KAMAL, S.; MEHTA, V. **A numerical model for rotational autofrettage of disks based on von Mises yield criterion and its application in strengthening flanged disks used for joining high pressure pipelines**. International Journal of Applied Mechanics, [s. l.], v. 15, n. 3, 2023. DOI: 10.1142/s1758825123500229. Disponível em: https://doi.org/10.1142/s1758825123500229. Acesso em: 2 mar. 2026.

CHIAVERINI, Vicente. **Tecnologia mecânica:** processos de fabricação e tratamento. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986. v. 2.

CHIAVERINI, Vicente. Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2008.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns.** 4. ed. São Paulo: Blucher, 2008.

CUERVO-BASURTO, A.; NARVAEZ-TOVAR, C. A.; RODRÍGUEZ-BARACALDO, R. **Assessment of microindentation method in the characterization of DP600 response using phases distribution and a specific shape parameter along RVEs and FEM simulation approaches** , [s. l.], v. 20, n. 6, p. 686-702, dez. 2022. DOI: 10.22201/icat.24486736e.2022.20.6.1121. Disponível em: https://doi.org/10.22201/icat.24486736e.2022.20.6.1121. Acesso em: 3 maio 2026.

CUNHA JR., Americo *et al*. **Tresca versus von Mises: which failure criterion is more conservative in a probabilistic context?** Journal of Applied Mechanics, New York, v. 91, n. 11, art. 111008, p. 1-6, nov. 2024. DOI: 10.1115/1.4063894. Disponível em:

https://asmedigitalcollection.asme.org/appliedmechanics/article-abstract/91/11/111008/1169711/. Acesso em: 23 maio 2026.

DIETER, George E. **Metalurgia mecânica.** 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

RIZK, Jean; RACHIK, Mohamed; MAILLARD, Andre. **Finite element simulation of the complete sheet metal *blank*ing cycle**: Effect of *blank*ing clearance on force curve and cut edge quality. *Heliyon*, [s. l.], v. 10, n. 9, e30334, maio 2024. DOI: https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2024.e30334. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2405844024063655. Acesso em: 6 jun. 2026.

ERISOV, Yaroslav; KUZIN, Alexander; SEDELNIKOV, Andry. An analytical model for the plastic bending of anisotropic sheet materials, incorporating the strain-hardening effect. **Technologies**, Basel, v. 12, n. 12, p. 236, 2024. DOI: 10.3390/technologies12120236. Disponível em: https://www.mdpi.com/2227-7080/12/12/236. Acesso em: 14 mar. 2026.

FERREIRA, R. A. S. **Conformação plástica:** fundamentos metalúrgicos e mecânicos. 2. ed. [S. l.]: Editora Universitária UFPE, 2010.

FIRAT, M. *et al*. **On the use of homogeneous polynomial yield functions in sheet metal forming analysis**. *In*: Recent Advances in Polynomials. Londres: IntechOpen, 2021. p. 1-14. DOI: 10.5772/intechopen.99412. Disponível em: https://doi.org/10.5772/intechopen.99412. Acesso em: 3 maio 2026.

FOLLE, Luis Fernando *et al*. **A review on sheet metal forming behavior in high-strength steels and the use of numerical simulations**. Metals, [s. l.], v. 14, n. 12, p. 1428, dez. 2024. DOI: 10.3390/met14121428. Disponível em: https://doi.org/10.3390/met14121428. Acesso em: 2 mar. 2026.

GERDAU AÇOS ESPECIAIS. **Norma CAN 3000 80-AS-GO:** aços especiais para construção mecânica. [S. l.]: Gerdau, [20--]. 1 tabela.

GOMES, Daniela Landgraf *et al*. **A melhoria do desempenho no setor aeroespacial: processos e seleção de materiais**. Revista Ciências Exatas, Taubaté, v. 22, n. 1, p. 15-24, 2016. Disponível em: http://periodicos.unitau.br/exatas/article/view/2388. Acesso em: 23 fev. 2026.

GOODWIN, Gorton M. **Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop**. *SAE Transactions*, [s. l.], v. 77, p. 380-387, 1968. Disponível em: https://www.jstor.org/stable/44565070. Acesso em: 6 abr. 2026.

HAAG, Jefferson; GABRIEL, Ferrante. **Estampabilidade de aços de baixo carbono**. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO E CONFORMAÇÃO, 54., 2017, São Paulo. *Anais* [...]. São Paulo: ABM, 2017. p. 308-319. DOI: https://doi.org/10.5151/1983-4764-30515. Disponível em: https://abmproceedings.com.br/pt-br/article/estampabilidade-de-acos-de-baixo-carbono. Acesso em: 6 maio 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Esquema técnico bidimensional de uma matriz de estampagem de

chapas, com linhas limpas e identificação de componentes.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 4 mai. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Gráfico explicativo mostrando os principais estados de tensão e esforços mecânicos tridimensionais aplicados a um sólido.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 24 mar. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Ilustração esquemática do processo de cisalhamento mecânico em uma chapa metálica com foco na zona de deformação.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 8 abr. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Gráfico bidimensional comparando as superfícies de escoamento dos critérios de falha de von Mises e Tresca.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 5 mar. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Desenho técnico em corte mostrando os componentes de um conjunto industrial de punção e matriz.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 4 mai. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Diagrama esquemático demonstrando as etapas do cisalhamento de uma chapa metálica fina.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 24 mai. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Micrografia esquemática ilustrando a morfologia e as regiões de uma borda de chapa cisalhada.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 3 mai. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Esquema vetorial demonstrando a geometria, linhas neutras e deformações no dobramento de chapas metálicas.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 14 mai. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Ilustração comparativa entre dois métodos comuns de dobramento de chapas: em V e de borda.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 1 mar. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica.** Imagem gerada a partir do comando: "Diagrama sequencial representando o processo de conformação mecânica de peças em formato de copo.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 7 mar. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Esquema técnico detalhando os estágios sucessivos de deformação de uma chapa durante o embutimento.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 17 mar. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Infográfico esquemático mostrando o processo de estampagem industrial de uma cuba de pia em aço inoxidável.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 1 mai. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Modelo tridimensional simples de um bojo de pia de aço inoxidável perfeitamente estampado.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 7 mai. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Desenho técnico esquemático do dispositivo e ponteira utilizados no ensaio de ductilidade Erichsen.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 21 mai. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Esquema ilustrativo do ferramental e corpos de prova para o ensaio Swift de embutimento profundo.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 18 mai. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Diagrama de vetores indicando os tipos de esforços e tensões atuantes no embutimento profundo de chapas.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 8 abr. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Ilustração de copos metálicos conformados por estampagem em aço de baixo teor de carbono, sem defeitos.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 19 abr. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Esquema técnico do ensaio Bulge Test utilizando pressão hidráulica para expansão de chapa metálica.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 26 abr. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Desenho esquemático do ensaio de Nakajima utilizando punção esférico para determinação de ductilidade.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 25 mar. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Gráfico representativo com o aspecto típico de uma Curva Limite de Conformabilidade (CLC) industrial.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 23 mar. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Diagrama explicativo da formação de linhas de Kikuchi e um padrão de difração por elétrons retroespalhados (EBSP).". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 11 abr. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Representação esquemática bidimensional do mecanismo de deformação plástica por escorregamento em uma rede cristalina.". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 5 abr. 2026.

GOOGLE. Gemini (Versão 1.5 Pro). Mountain View, 2026. **Computação gráfica**. Imagem gerada a partir do comando: "Gráfico de curvas tensão-deformação de engenharia comparando aço ao carbono, aço microligado e aço bifásico (DP).". Disponível em: gemini.google.com. Acesso em: 31 mar. 2026.

HIBBELER, R. C. **Resistência dos materiais.** 7. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2003.

HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. **Metal forming:** mechanics and metallurgy. 4. ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2011.

HOU, Yong *et al*. **A new anisotropic-asymmetric yield criterion covering wider stress states in sheet metal forming**. International Journal of Plasticity, [s. l.], v. 165, p. 103653, jun. 2023. DOI: 10.1016/j.ijplas.2023.103653. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0749641923001390. Acesso em: 2 mar. 2026.

KALPAKJIAN, Serope; SCHMID, Steven R. **Manufacturing engineering and technology.** 6. ed. Upper Saddle River: Prentice Hall, 2010.

KALPAKJIAN, Serope; SCHMID, Steven R. **Manufacturing engineering and technology.** 8. ed. Harlow: Pearson Education Limited, 2023.

DE ROOIJ, M. B. **Tribological aspects of unlubricated deepdrawing processes**. 1998. PhD Thesis (Research UT) – University of Twente, Enschede, 1998. DOI: https://doi.org/10.3990/1.9789036512183. Disponível em: https://research.utwente.nl/en/publications/tribological-aspects-of-unlubricated-deepdrawing-processes/. Acesso em: 12 abr. 2026.

KARALAR, Mert; BAYRAMOGLU, Melih. **Simultaneous effects of temperature, holding time and thickness on bending springback of DP1000 steel**: experiments and statistical analysis. Scientific Reports, Londres, v. 15, art. 37192, 2025. DOI: 10.1038/s41598-025-18308-z. Disponível em: https://www.nature.com/articles/s41598-025-18308-z. Acesso em: 14 mar. 2026.

KAŹMIERSKI, Tomasz; KRAWCZYK, Janusz; FROCISZ, Łukasz. **Characteristic of DP600 Steel Produced in Hot Rolling Process**. *Archives of Metallurgy and Materials*, Krakow, v. 68, n. 4, p. 1641-1648, dez. 2023. DOI: https://doi.org/10.24425/amm.2023.146234. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/37629700_Characteristic_of_DP600_Steel_Produced_in_Hot_Rolling_Process. Acesso em: 23 abr. 2026.

KEELER, S. P.; BACKOFEN, W. A. **Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches**. Transactions of ASM, [s. l.], v. 56, p. 25-48, 1963.

KHALILABAD, M. M. *et al*. **An in-plane bending test to characterize edge ductility in high-strength steels**. Journal of Materials Engineering and Performance, [s. l.], v. 32, n. 4, p. 1892-1904, 2023. DOI: 10.1007/s11665-022-07202-8. Disponível em: https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-022-07202-8. Acesso em: 14 mar. 2026.

KLAYNIL, C.; JANMANEE, P.; LAWANWONG, K. **Improvement of limiting drawing ratio of a SPCC steel using sequential action forming with inclined *blank* holder**. Discover Mechanical Engineering, [s. l.], v. 4, art. 40, 2025. DOI: 10.1007/s44245-025-00135-1. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s44245-025-00135-1. Acesso em: 24 maio 2026.

KULEKCI, M. K.; KAHRAMAN, F.; ESME, U.; BULDUM, B. **Cold formability of AISI 1020 steel sheets**. Materials Testing, [s. l.], v. 57, n. 3, p. 200-204, 2015. DOI: 10.3139/120.110699. Disponível em: https://www.degruyterbrill.com/document/doi/10.3139/120.110699/html. Acesso em: 24 maio 2026.

Khalilabad, M.M.*et al.* **Initiation and growth of edge cracks after shear cutting of dual-phase steel**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, [s. l.], 2023. DOI: 10.1007/s00170-023-11482-2. Disponível em: https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-023-11482-2. Acesso em: 24 maio 2026.

LUIZ, V. D. *et al*. **Influência da velocidade de estampagem e anisotropia no comportamento tribológico e fratura de uma chapa de aço AISI 430Nb**. Matéria, Rio de Janeiro, v. 27, n. 1, e13146, 2022. DOI: 10.1590/1517-7076-RMAT-2021-48196. Disponível em: https://www.scielo.br/j/rmat/a/xLYQTKsM7ZchqQ8nGZzFtxr/. Acesso em: 25 maio 2026.

LUYEN, T. T.; TONG, V. C.; NGUYEN, D. T. A **simulation and experimental study on the deep drawing process of SPCC sheet using the graphical method**. Alexandria Engineering Journal, [s. l.], v. 61, n. 3, p. 2472-2483, 2022. DOI: 10.1016/j.aej.2021.07.009. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1110016821004749. Acesso em: 24 maio 2026.

LUYEN, T. T. *et al.* **Investigating the impact of yield criteria and process parameters on fracture height of cylindrical cups in the deep drawing process of SPCC sheet steel.** The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, [s. l.], v. 128, p. 2059-2073, 2023. DOI: 10.1007/s00170-023-12022-8. Disponível em: https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-023-12022-8. Acesso em: 24 maio 2026.

LUYEN, T. T.; NGUYEN, D. T. **Improved uniformity in cylindrical cup wall thickness at elevated temperatures using deep drawing process for SPCC sheet steel**. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, [s. l.], v. 45, art. 348, 2023. DOI: 10.1007/s40430-023-04270-2. Disponível em: https://link.springer.com/article/10.1007/s40430-023-04270-2. Acesso em: 24 maio 2026.

LUYEN, T. T.; NGUYEN, D. T. **Improving parameters for achieving uniform cylindrical cup wall thickness in two-step deep drawing processes with SPCC sheet material.** Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering, [s. l.], 2024. DOI: 10.1177/09544089241285182. Disponível em: https://journals.sagepub.com/doi/10.1177/09544089241285182. Acesso em: 24 maio 2026.

MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. L.; HU, S. J. **Mechanics of sheet metal forming.** 2. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2002. 211 p. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/book/9780750653008/mechanics-of-sheet-metal-forming. Acesso em: 24 maio 2026.

MAYAVAN, T. et al. **Experimental and Finite Element Studies on Formability of Low Carbon Steel Sheets using Deep Drawing**. International Journal of Engineering and Technology (IJET), [s. l.], v. 5, n. 1, p. 165-174, fev./mar. 2013. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/285944510_Experimental_and_finite_element_studies_on_formability_of_low_carbon_steel_sheets_using_deep_drawing. Acesso em: 15 maio 2026.

METALWORKING MACHINERY CO, A. **Cisalhamento na conformação de metais: princípios, técnicas, máquinas e aplicações**. , 10 jun. 2025. Disponível em: <https://www.alekvs.com/pt/shearing-in-metal-forming-principles-techniques-machines-and-applications/>. Acesso em: 13 abr. 2026

MITHU, M. A. H. *et al*. **Predicting springback in V-bending: effects of load, load holding time, and heat treatment on common sheet-metal forming operations. Materials** Today Communications, [s. l.], v. 43, art. 111668, fev. 2025. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.111668. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S2352492825001801. Acesso em: 24 maio 2026.

MOHSEIN, Z. H.; JAWAD, W. K.; ABED, A. H. **Experimental and analytical investigation of deep drawing process for producing pentacle cups**. Engineering, Technology & Applied Science Research, [s. l.], v. 14, n. 3, p. 13856-13863, 2024. DOI: 10.48084/etasr.7074. Disponível em: https://etasr.com/index.php/ETASR/article/view/7074. Acesso em: 24 maio 2026.

NAKAZIMA, K.; KIKUMA, T.; HASUKA, K. **Study on the formability of steel sheets**. Yamata Technical Report, [s. l.], v. 264, p. 8517-8530, 1968.

OLIVEIRA, M. C. *et al*. **On the effect of the ratio between the yield stresses in shear and in uniaxial tension on forming of isotropic materials**. Mechanics Research Communications, [s. l.], v. 114, art. 103693, abr. 2021. DOI: 10.1016/j.mechrescom.2021.103693. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.mechrescom.2021.103693. Acesso em: 3 maio 2026.

PADILHA, Arnold Fernando. **Materiais de engenharia:** microestrutura e propriedades. São Paulo: Hemus, 1997.

PARIDA, A. K. *et al*. **12 mm Thick Circular *Blank*s of Al-killed AISI 1020 Steel - Applied for Cylindrical Cup Manufacturing by Multistage Deep Drawing with Simultaneous Ironing**. Materials Research, [s. l.], v. 19, n. 5, p. 965-976, set. 2016. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2016-0003. Disponível em: https://www.scielo.br/j/mr/a/3w4ctTCBs7JbB658HNQ9fKb/?lang=en. Acesso em: 24 maio 2026.

PAUL, Surajit Kumar. **Effect of microstructure and deformation mechanisms on the forming limit curve of automotive steels and aluminium alloys**. International Journal of

Lightweight Materials and Manufacture, [s. l.], v. 9, p. 337-347, 2026. DOI: 10.1016/j.ijlmm.2025.12.001. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2588840425001003. Acesso em: 23 maio 2026.

PEREIRA, R.; PEIXINHO, N.; COSTA, S. L. **A review of sheet metal forming evaluation of advanced high-strength steels (AHSS)**. Metals, Basel, v. 14, n. 4, p. 394, 2024. DOI: 10.3390/met14040394. Disponível em: https://www.mdpi.com/2075-4701/14/4/394. Acesso em: 22 maio 2026.

PINTO, A. L.; LOPES, A. M. **A utilização da técnica EBSD em estudos de microtextura e mesotextura**. *In*: WORKSHOP SOBRE TEXTURA E RELAÇÕES DE ORIENTAÇÃO, 2., 2003, São Paulo. Anais [...]. São Paulo: Universidade de São Paulo, 2003. cap. 20, p. 441-459.

PRASAD, K. *et al*. **On the interplay of friction and stress relaxation to improve stretch-flangeability of dual phase (DP600) steel.** CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, [s. l.], v. 32, p. 1-17, jan. 2021. DOI: 10.1016/j.cirpj.2020.11.014. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2020.11.014. Acesso em: 3 maio 2026.

PROJINOX. **Cubas inox estampadas a pronta-entrega:** vantagens. Blog Projinox, 2024. Disponível em: https://www.projinox.com.br/blog/cubas-inox-estampadas-a-pronta-entrega-vantagens/. Acesso em: 22 maio 2024.

REDDY, S. *et al*. **Evaluation of limiting drawing ratio (LDR) in deep drawing by rapid determination method**. International Journal of Current Engineering and Technology, [s. l.], v. 4, n. 2, p. 757-762, 2014. Disponível em: https://www.academia.edu/11565805. Acesso em: 24 maio 2026.

ROCHA, Rafael Pandolfo da. **Análise experimental e validação numérica do processo de estampagem de peças não-axissimétricas em aço inoxidável AISI 304.** 2022. 103 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Faculdade de Engenharia e Arquitetura, Universidade de Passo Fundo, Passo Fundo, 2022. Disponível em: https://lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/253022/001154965.pdf?sequence=1. Acesso em: 2 mar. 2026.

RODRIGUES, J.; MARTINS, P. **Tecnologia mecânica:** tecnologia da deformação plástica. Aplicações Industriais. 2. ed. Lisboa: Escolar Editora, 2010. v. 2.

ROY, M. J.; KLASSEN, R. J.; WOOD, J. T. **Evolution of plastic strain during a flow forming process**. Journal of Materials Processing Technology, [s. l.], v. 209, n. 2, p. 1018-1025, 2009. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.03.030. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0924013608002252 . Acesso em: 24 maio 2026.

SANCHEZ-CABALLERO, Samuel *et al*. **Research on the friction properties of DP600 stainless steel as a function of bending angle and pin diameter**. Materials Proceedings, [s. l.], v. 3, n. 1, p. 17, fev. 2021. DOI: 10.3390/IEC2M-09248. Disponível em: https://doi.org/10.3390/IEC2M-09248. Acesso em: 14 mar. 2026.

SARRUF, Bernardo *et al*. **Avaliação do desempenho de classificadores em metalografia quantitativa**. Matéria, Rio de Janeiro, v. 20, p. 384-391, 2015. DOI: 10.1590/S1517-707620150002.0039. Disponível em: https://www.scielo.br/j/rmat/a/QKDQDx3TkznDR6StwzrbnrN/abstract/?lang=pt . Acesso em: 25 maio 2026.

SCHAEFFER, Lirio. **Conformação mecânica.** Porto Alegre: Imprensa Livre, 1999.

SCHAEFFER, L. **Conformação mecânica.** 2. ed. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2004. 167 p.

SCHWARTZ, Adam; KUMAR, Mukul; ADAMS, Brent. **Electron Backscatter Diffraction in Material Science**. [s. l.]: [s. n.], jan. 2000. DOI: https://doi.org/10.1007/978-0-387-88136-2. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/200653155_Electron_Backscatter_Diffraction_in_Material_Science/citation/download. Acesso em: 7 abr. 2026.

SILVA, Maria *et al.* **Recent Approaches for the Determination of Forming Limits by Necking and Fracture in Sheet Metal Forming**. *Procedia Engineering*, [s. l.], v. 132, p. 342-349, 2015. DOI: https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.12.504. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/289995941_Recent_Approaches_for_the_Determination_of_Forming_Limits_by_Necking_and_Fracture_in_Sheet_Metal_Forming/citation/download. Acesso em: 7 jun. 2026.

SILVEIRA, Lílian Barros da. **Análises mecânica e microestrutural de chapas de aços bifásicos DP600 e DP800**. 2017. 67 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Metalúrgica, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2017.

SOBOTKA, Jiří *et al*. **Influence of loading mode on the biaxial stress-strain curve at hydraulic bulge test**. Materials, [s. l.], v. 17, n. 23, p. 5762, nov. 2024. DOI: 10.3390/ma17235762. Disponível em: https://doi.org/10.3390/ma17235762. Acesso em: 2 mar. 2026.

SPIŠÁK, Emil *et al*. **Springback analysis and prediction of automotive steel sheets used in compression bending**. Materials, Basileia, v. 18, n. 4, p. 774, fev. 2025. DOI: 10.3390/ma18040774. Disponível em: https://www.mdpi.com/1996-1944/18/4/774. Acesso em: 24 maio 2026.

STRAFFELINI, G. **Ductility and formability of metals**: a metallurgical engineering perspective. Amsterdam: Elsevier, 2023. DOI https://doi.org/10.1016/C2021-0-01824-1 . Disponível em: https://www.sciencedirect.com/book/9780323992039/ductility-and-formability-of-metals. Acesso em: 22 maio 2026.

TASAN, C. C. *et al*. **An overview of dual-phase steels**: advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design. *Annual Review of Materials Research*, [s. l.], v. 45, p. 19.1-19.41, 2015. DOI: https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070214-021103. Disponível em: https://www.annualreviews.org/content/journals/10.1146/annurev-matsci-070214-021103. Acesso em: 7maio. 2026.

TEPEDINO, José Osvaldo Amaral. **Aplicação de curvas limite de conformação na previsão de rupturas em bordas de peças estampadas.** 2014. 112 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2014.

TRZEPIECIŃSKI, Tomasz. **Recent developments and trends in sheet metal forming**. Metals, [s. l.], v. 10, n. 6, p. 779, jun. 2020. DOI: 10.3390/met10060779. Disponível em: https://www.mdpi.com/2075-4701/10/6/779. Acesso em: 26 fev. 2026.

TRZEPIECIŃSKI, Tomasz *et al*. **Modelling of friction phenomena existed in drawbead in sheet metal forming**. Materials, Basel, v. 14, n. 19, p. 5887, out. 2021. DOI: 10.3390/ma14195887. Disponível em: https://pmc.ncbi.nlm.nih.gov/articles/PMC8510489/. Acesso em: 24 maio 2026.

TRZEPIECIŃSKI, T.; SZWAJKA, K.; SZEWCZYK, M. **Analysis of coefficient of friction of deep-drawing-quality steel sheets using multi-layer** neural networks. Lubricants, [s. l.], v. 12, n. 2, art. 50, 2024. DOI: 10.3390/lubricants12020050. Disponível em: https://www.mdpi.com/2075-4442/12/2/50. Acesso em: 24 maio 2026.

VADAVADAGI, Basavaraj H. et al. Microstructural correlation with formability aspects of low carbon steels during deep drawing operations. **Materials Characterization**, [s. l.], v. 178, p. 111267, ago. 2021. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111267. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1044580321003892. Acesso em: 24 maio 2026.

WANG, H.; NIU, Q.; YAN, Y. **Study of anisotropic behavior in sheet metal forming**. Materials, [s. l.], v. 17, n. 9, p. 2031, 2024. DOI: 10.3390/ma17092031. Disponível em: https://www.mdpi.com/1996-1944/17/9/2031. Acesso em: 25 maio 2026.

ZHANG, Shi-Hong *et al*. **Forming limit of hot-rolled high-strength steels considering sheet thickness effect.** MATEC Web of Conferences, [s. l.], v. 401, art. 03001, 2024. DOI: 10.1051/matecconf/202440103001. Disponível em: https://doi.org/10.1051/matecconf/202440103001. Acesso em: 2 mar. 2026.

ZHANG, Tao *et al*. **Microstructure-based modelling of formability for advanced high strength dual-phase steels**. *Materials Science and Engineering: A*, [s. l.], v. 915, 147227, nov. 2024. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147227. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509324011584. Acesso em: 27 maio. 2026.

ZHENG, Lihuang; YOON, Jeong Whan. **A flexible yield criterion for strength modeling from biaxial compression to biaxial tension**. International Journal of Plasticity, [s. l.], v. 182, art. 104113, 2024. DOI: 10.1016/j.ijplas.2024.104113. Disponível em: https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0749641924002407. Acesso em: 23 maio 2026.

ZURITA-HURTADO, Omar José; DI GRACI-TIRALONGO, Verónica Carmen; CAPACE-AGUIRRE, María Cristina. **Effect of surface hardness and roughness produced by turning on the torsion mechanical properties of annealed AISI 1020 steel**. Revista Facultad de Ingeniería, Universidad de Antioquia, [s. l.], n. 84, p. 55-59, 2017. DOI:

10.17533/udea.redin.n84a07. Disponível em: https://revistas.udea.edu.co/index.php/ingenieria/article/view/329124. Acesso em: 24 maio 2026.