



CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS



Dissertação de Mestrado

RENATO CÉSAR ANTONINI DE SIQUEIRA GOMES

ESTUDO DA ESTAMPABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 430

BELO HORIZONTE

2025

RENATO CÉSAR ANTONINI DE SIQUEIRA GOMES

ESTUDO DA ESTAMPABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 430

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais do CEFET-MG, na área de concentração de Ciência e Desenvolvimento de Materiais, na Linha de Pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização, como parte integrante dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes.

Coorientadora: Prof. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

BELO HORIZONTE

2025

G633e Gomes, Renato César Antonini de Siqueira.
Estudo da estampabilidade do aço inoxidável AISI 430 / Renato
César Antonini de Siqueira Gomes. – 2025.
120 f. : il.
Orientador: Wellington Lopes.
Coorientadora: Elaine Carballo Siqueira Corrêa.

Dissertação (mestrado) – Centro Federal de Educação
Tecnológica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2025.
Bibliografia.

1. Estampagem. 2. Aço inoxidável ferrítico. 3. Simulação
(Computadores). I. Lopes, Wellington. II. Corrêa, Elaine Carballo
Siqueira. III. Título.

CDD: 671.334



**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS
GERAIS
COORDENAÇÃO DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA DE MATERIAIS - NS**



ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 29 / 2025 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.058933/2025-23

Belo Horizonte-MG, 30 de outubro de 2025.

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ESTUDO DA ESTAMPABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL AISI 430

Autor: Renato César Antonini de Siqueira Gomes

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 30 de outubro de 2025 esta Dissertação:

Prof. Dr. Wellington Lopes (ORIENTADOR)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof.^a Dr.^a Elaine Carballo Siqueira Corrêa (COORIENTADORA)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Paulo Renato Perdigão de Paiva (EXAMINADOR INTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Prof. Dr. Aderci de Freitas Filho (EXAMINADOR EXTERNO)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

Prof. Dr. Gilmar Cordeiro da Silva (EXAMINADOR EXTERNO)
Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais – CEFET-MG

(Assinado digitalmente em 30/10/2025 15:32)

ADERCI DE FREITAS FILHO
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2651232

(Assinado digitalmente em 30/10/2025 15:32)

ELAINE CARBALLO SIQUEIRA CORREA
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2506564

(Assinado digitalmente em 30/10/2025 15:30)

PAULO RENATO PERDIGÃO DE PAIVA
SUBCOORDENADOR - SUBSTITUTO
CEMAT (11.51.06)
Matrícula: 2112363

(Assinado digitalmente em 30/10/2025 16:05)

WELLINGTON LOPES
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 2579287

(Assinado digitalmente em 30/10/2025 15:34)

GILMAR CORDEIRO DA SILVA
ASSINANTE EXTERNO
CPF: ###.###.776-##

Visualize o documento original em <https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp>
informando seu número: **29**, ano: **2025**, tipo: **ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO**, data de
emissão: **30/10/2025** e o código de verificação: **962fe1eae4**

AGRADECIMENTOS

Primeiramente gostaria de agradecer a Deus, que sempre foi meu apoio me dando sabedoria guiando meus passos, me fortalecendo sempre para superar momentos difíceis.

Aos meus pais que sempre me mostraram o certo a fazer mostrando que acima de tudo a honestidade e sinceridade deve prevalecer.

Agradeço o apoio da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais - (FAPEMIG) na aquisição da bolsa de estudos, que permitiu o progresso da pesquisa. Como também, agradeço o apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES).

Ao meu amigo de pesquisa o Mestre Mozart Mesquita da Costa Neto, por me ajudar na confecção dos corpos de provas e ao Mestre João Marcos do Carmo Antunes pelo suporte dado nos ensaios mecânicos de alguns corpos de prova.

Principalmente, quero agradecer ao Prof. Dr. Wellington Lopes, minha profunda gratidão pela orientação, pela confiança transmitida ao longo de todo o processo, pela dedicação constante no acompanhamento e apoio no desenvolvimento dos trabalhos, bem como pela disponibilidade em auxiliar sempre que necessário para que nossos objetivos fossem alcançados. Agradeço também pela amizade e parceria ao longo dessa jornada. Meu muito obrigado.

Além disso, gostaria de agradecer meus amigos e meus professores por me ajudarem a superar as dificuldades e ao mesmo tempo, colaborarem com a minha formação. Tornando-se possível a aquisição deste projeto maravilhoso. Como também, me sinto honrado pelo apoio fornecido pelo Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET MG - (DEMAT) na utilização de seus equipamentos e maquinários.

RESUMO

A estampagem é um processo de conformação que é utilizado em diversos componentes aplicados nos setores automobilístico, alimentício, espacial, dentre outros. Neste intuito, o estudo de diferentes propriedades dos materiais como a anisotropia, a orientação cristalográfica e o encruamento, por exemplo, são essenciais para evitar o surgimento de defeitos além de aprimorar a fabricação de diversos produtos. Neste contexto, a utilização da simulação numérica por meio de elementos finitos torna-se essencial, seja na redução do tempo de processamento, ou mesmo, uma ferramenta de investigação dos fenômenos decorrentes da estampagem. Desta forma, o estudo realizado vai investigar a estampabilidade do aço AISI 430 provenientes de duas formas de carregamentos mecânicos, estampagem por embutimento e por meio do ensaio Nakazima, além de correlacionar o comportamento do material tanto experimentalmente, quanto por simulação, avaliando ainda a distribuição de deformação e tensões, além da análise da estampabilidade do aço por meio da razão limite de estampagem (LDR) e pela curva limite de conformação (CLC). Adicionalmente, este trabalhou investigou a relação entre o comportamento mecânico assumido pelo aço AISI 430 com o respectivo arranjo estrutural para os dois modos de estampagem adotados nesta pesquisa. Os resultados indicaram valor de LDR igual a 2,22, com pequena modificação na orientação cristalográfica em função do modo de estampagem, mantendo-se a orientação nos planos (101) e (111). Por fim, verificou-se correspondência dos resultados advindos da simulação numérica com os experimentais, em termos de carga máxima e do modo de fratura para a estampagem por embutimento e pelo ensaio Nakazima, além de fornecer uma relação direta entre a distribuição da deformação plástica e da espessura com o modo de fratura do aço AISI 430.

Palavras-chave: Estampagem, Aço AISI 430 e Simulação Numérica.

STAMPABILITY STUDY OF AISI 430 STAINLESS STEEL

ABSTRACT

Stamping is a forming process widely used in the production of components applied in the automotive, food, aerospace, and other industrial sectors. In this context, the study of various material properties — such as anisotropy, crystallographic orientation, and strain hardening — is essential to prevent the occurrence of defects and to improve the manufacturing quality of numerous products. The use of numerical simulation through the finite element method thus becomes a crucial tool, either for reducing processing time or as a means of investigating the phenomena associated with stamping. Accordingly, the present study aims to investigate the formability of AISI 430 stainless steel subjected to two types of mechanical loading: deep drawing and the Nakazima test. The behavior of the material is analyzed both experimentally and through numerical simulation, with evaluations of strain and stress distribution, as well as the formability of the steel based on the Limiting Drawing Ratio (LDR) and the Forming Limit Curve (FLC). Additionally, this work examines the relationship between the mechanical behavior exhibited by AISI 430 stainless steel and its corresponding structural arrangement for both stamping modes investigated. The results indicated an LDR value of 2.22, with slight changes in crystallographic orientation depending on the stamping mode, maintaining predominant orientations along the (101) and (111) planes. Finally, a good agreement was observed between the numerical simulation and experimental results, both in terms of maximum load and fracture mode for deep drawing and Nakazima tests, establishing a direct relationship between the distribution of plastic strain and thickness variation with the fracture behavior of AISI 430 stainless steel.

Keywords: Deep Drawing, AISI 430 Steel, Numerical Simulation.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1- Início da integração do fluxo de trabalho no desenvolvimento do processo produtivo.	21
Figura 2- Tipos de texturas típicas encontradas nos metais CCC, na geometria de chapas.	26
Figura 3- Representação esquemáticas de propriedades mecânicas em função da deformação (trabalho) a frio.	27
Figura 4- Representação dos testes de estampagem.....	28
Figura 5- Representação dos dois tipos de conformação na estampagem.	29
Figura 6- Representação da operação de embutimento, retratando o perfil de deformação e a Curva Limite de Conformação (CLC).....	31
Figura 7- Curva Limite de Conformação e os seus respectivos modos de deformação. ...	32
Figura 8- Diagrama conformação como as ilustrações de suas respectivas deformações.	33
Figura 9- Ilustra o comportamento do Raio mínimo de dobra na curva CLC.....	34
Figura 10- Aspectos das tiras metálicas no levantamento da CLC.....	35
Figura 11- Princípio de determinação das deformações.....	36
Figura 12- Representação do ensaio Erichsen.	39
Figura 13- Representação Ilustrativa do Ensaio Swift.	39
Figura 14- Defeitos na estampagem.....	41
Figura 15- Variação típica da espessura de uma chapa de 1,0 mm em uma operação de embutimento.	41
Figura 16- Algumas variáveis de conformação mecânica.....	42
Figura 17- Influência da temperatura na intensidade do endurecimento decorrente da mudança na taxa de deformação em uma curva tensão-deformação.....	43
Figura 18- Representação da movimentação de discordância.	44
Figura 19- Representação de um grão e da subestrutura de discordâncias para metais com alta e baixa energia de falha de empilhamento EFE	46
Figura 20- Esquema representativo da evolução microestrutural em um processo de trabalho a frio.	48
Figura 21- Mapas EBSD da liga Al-Mg-Si-Zn Laminada a frio.	50
Figura 22- Mapas de anisotropia de grãos através de figura de polo inversa.	53
Figura 23- Microestrutura do espécime laminado a frio.	54

Figura 24– Rota de caracterização do Aço AISI 430 antes da Estampagem.	55
Figura 25- Rota de caracterização geral do Aço AISI 430.	56
Figura 26– As diferentes orientações das amostras em relação a direção de laminação.	57
Figura 27– Dimensões da amostra para o ensaio de tração.	57
Figura 28 - Marcações no corpo de prova.	58
Figura 29– Matriz usada na estampagem por embutimento.	60
Figura 30- Ilustração do blank de 60 mm de diâmetro utilizado na estampagem	61
Figura 31 - Desenho da adaptação do maquinário usado no teste Nakazima.	62
Figura 32 – Exemplo corpo de prova para o ensaio Nakazima.	62
Figura 33-Desenho ferramental utilizado nas simulações de estampagem.	65
Figura 34– Fotomicrografia do aço AISI 430 no estado como recebido.	67
Figura 35 – Análise de DRX do Aço AISI 430.	69
Figura 36- Tensão x Deformação convencional nas direções de 0°, 45° e 90° do sentido de laminação.	70
Figura 37- Valores típicos de coeficiente de anisotropia normal média para diferentes tipos de aços inoxidáveis.	72
Figura 38- Imagem dos copos de Aço AISI 430 com diâmetro de 55 e 60 mm estampados pela estampagem por embutimento.	73
Figura 39 – Copo estampado blank de 65mm.	74
Figura 40 – Gráfico de Carga x Deslocamento dos blanks de 55, 60 e 65 mm de diâmetro.	74
Figura 41– Blanks deformados do ensaio Nakazima.	76
Figura 42– Blanks 60 mm e 180 mm de Largura fraturados do Nakazima.	76
Figura 43 – Curva CLC do aço AISI 430.	78
Figura 44 – Curvas carga por deslocamento do punção do AISI 430 em função do diâmetro do blank.	80
Figura 45 – Identificação do local da fratura.	81
Figura 46- Distribuição da espessura dos copos do aço AISI 430 para diâmetros de blank.	81
Figura 47 - Distribuição da tensão de fluxo.	83
Figura 48 - Distribuição de deformação plástica (A) Blank 55mm, (B) Blank 60mm e (C) Blank 65mm.	83
Figura 49 - Previsão da falha do aço AISI 430 pelo critério de o dano de Cockcroft-Latham para diferentes valores de diâmetro de blank.	84

Figura 50 – Curvas CLC do aço AISI 430.	86
Figura 51 – Comparação entre o afinamento simulado com o local de falha registrado experimentalmente.	88
Figura 52 – Comparação entre a tensão de escoamento simulado com o local de falha registrado experimentalmente.....	90
Figura 53- Mapa de distribuição de fases do aço AISI 430.	92
Figura 54 - Mapas das figuras de polo inverso do aço AISI 430 em função da condição.	94
Figura 55 – Figuras de polo inverso da ferrita em relação às direções X, Y e Z em função condição do aço AISI 430.....	96
Figura 56 - Mapa de Contraste do aço AISI 430.	99
Figura 57- Mapa de desorientação dos grãos para o aço AISI 430.....	101

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química típica (% de peso) do aço AISI 430	18
Tabela 2 - Influência dos elementos de liga em diversas propriedades do aço AISI 430.	18
Tabela 3 – Composição química encontrada em estudos do Aço AISI 430.	19
Tabela 4- Composição química (% em peso) do aço AISI 430 no estado recebido.	66
Tabela 5- Composição química padronizada da chapa de aço inoxidável (%em peso)...	66
Tabela 6 - Evolução tamanho médio dos grãos do aço AISI 430 por EBSD.....	68
Tabela 7 – Resumo das propriedades do aço AISI 430 como recebido.	70
Tabela 8- Fatores de anisotropia do aço AISI 430 no estado como recebido.....	71
Tabela 9– Carga máxima e profundidade copos estampados aço AISI 430.	75
Tabela 10 – Carga máxima no ensaio Nakazima para as diferentes dimensões dos blanks.	78
Tabela 11 – Carga máxima e profundidade copos em função do diâmetro do blank, experimental e simulado.	79
Tabela 12 - Carga Máxima, experimental e simulada, no ensaio Nakazima em função da dimensão do blank.	87
Tabela 13 - Distribuição (%) das fases do aço AISI 430 em função da condição.	93

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
APDL	Ansys Parametric Desing Language
ASTM	American Society for Testing and Materials
AU%	Alongamento Uniforme
BC	Banda de Contraste
Blank	Corpo de Prova
BPNN	Rede Neural de Retropropagação
BS	Inclinação da Banda
C	Carbono
CAPES	Portal de Periódicos da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior.
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CDP	Corpo de Prova
CFC	Cúbica de Faces Centradas
CI	Índice de Confiança
CLC	Curva Limite de Conformação
Cr	Cromo
Cr ₂₃ C ₆	Carboneto de Cromo
DBO	Otimização de Besouro Dung
DEMAT	Departamento de Engenharia de Materiais
EBSD	Difração por Elétrons Retroespalhados
EDE	Energia de Defeito de Empilhamento
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
EPP	Endurecíveis Por Precipitação
F	Força
Fe α	Ferrita
GA	Algoritmo Genético
HCl	Ácido Clorídrico
HV	Dureza Vickers
ICDD	International Centre for Diffraction Data

IE	Índice de Erichen
IPF	Mapa de Polo Inverso
ISO	International Organization For Standardization
K	Coeficiente de Resistência ao Encruamento
KAM	Kernel Average Misorientation
LE	Tensão Limite de Escoamento
LD	Sentido de Laminação
LDR	Razão Limite de Estampagem
LRT	Tensão Limite de Resistência à Tração
MCS	Simulação de Monte Carlos
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
NbC	Carboneto de Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
PDF2	Powder Diffraction File
QI	Qualidade da Imagem
RGB	Red, Green e Blue
RLE	Razão Limite de Estampagem
S	Enxofre
Si	Silício
Ta	Tântalo
Ti	Titânio
TRIP	Transformation-Induced Plasticity
TWIP	Twinning-Induced Plasticity

LISTA DE SÍMBOLOS

σ efetiva	Tensão efetiva
σ verdadeira	Tensão verdadeira
ϵ efetiva	Deformação efetiva
ϵ verdadeira	Deformação verdadeira
e_w	Deformação verdadeira na largura
e_t	Deformação verdadeira no comprimento
R	Coeficiente de anisotropia
R_{0°	Coeficiente de anisotropia planar no sentido 0° da laminação
R_{45°	Coeficiente de anisotropia planar no sentido 45° da laminação
R_{90°	Coeficiente de anisotropia planar no sentido 90° da laminação
Δr	Anisotropia Planar
r_m	Anisotropia Normal Média
r_N	Anisotropia Normal Média
ϵ_1	Maior deformação
ϵ_2	Menor deformação
a	maior dimensão da elipse
A	Área
b	menor dimensão da elipse
D_0	diâmetro inicial do círculo
D_m	Diametro médio
d_0	Diâmetro do punção
$d_{m\acute{a}x}$	Diametro do Blank
n	Expoente de encruamento
K	Coeficiente de resistência
IE	índice de <i>Erichsen</i>

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	OBJETIVOS	16
2.1	Objetivo geral	16
2.2	Objetivos específicos	16
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1	Aços Inoxidáveis	17
3.1.1	Aço Inoxidável Ferrítico	17
3.1.2	Aço Inoxidável AISI 430	18
3.2	Simulação	20
3.3	Conformação Mecânica	24
3.3.1	Processos de Conformação Mecânica	24
3.3.2	Conformabilidade dos Materiais	26
3.4	Curva Limite de Conformação (CLC)	30
3.5	<i>Nakazima</i>	34
3.6	Estampabilidade	36
3.7	Defeitos na estampagem	40
3.8	Variáveis de processamento	42
3.9	Textura Cristalográfica	49
3.10	Anisotropia	51
4	MATERIAIS E MÉTODOS	55
4.1	Material	55
4.2	Esquemas do procedimento Experimental	55
4.3	Métodos	56
4.3.1	Caracterização Mecânica	56
4.3.1.1	Tração	56
4.3.2	Estampagem	59
4.3.2.1	Estampagem por embutimento	59
4.3.2.2	Ensaio <i>Nakazima</i>	61
4.4	Caracterização Estrutural	63
4.4.1	Microscopia óptica (MO)	63
4.4.2	Difração de raios X (DRX)	63

4.4.3	Difração por elétrons retroespalhados (EBSD)	63
4.5	Simulação Numérica.....	64
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	66
5.1	Composição Química.....	66
5.2	Caracterização estrutural	67
5.2.1	Microscopia óptica	67
5.2.3	Difração de Raios X	69
5.3	Comportamento Mecânico.....	69
5.3.1	Dureza.....	69
5.3.2	Tração	70
5.4	Estampagem.....	72
5.4.1	Embutimento	72
5.4.2	Ensaio Nakazima	75
5.5	Simulação Numérica.....	79
5.5.1	Embutimento	79
5.5.2	Ensaio Nakazima	85
5.6	Textura.....	92
5.6.1	Mapa de Fases	92
5.6.2	Figuras de polo inverso	93
5.6.3	Mapas do índice de qualidade Kikuchi.....	97
5.6.4	Mapas de desorientação dos grãos	100
6	CONCLUSÕES	102
7	CONSIDERAÇÕES FINAIS	103
	REFERÊNCIAS	104

1 INTRODUÇÃO

O aprimoramento da tecnologia de conformação de metais é de fundamental importância para o setor industrial, pois permite a obtenção de peças de melhor qualidade para atender as diferentes demandas do mercado (ZHAO *et al.*, 2024).

Dentre as técnicas de conformação, a estampagem se destaca, pois possibilita a fabricação produtos com geometrias pré-definidas empregadas na indústria aeroespacial, automotiva e na área da saúde. A opção pelo uso dessa operação de conformação está relacionada à facilidade de produção de peça metálicas em grandes quantidades e com baixas perdas de material durante o processamento, conferindo uma economia em relação à quantidade de matéria-prima necessária à obtenção de produtos diversos (SCHAEFFER, 2021).

O conhecimento prévio das propriedades mecânicas e do grau de estampabilidade dos materiais viabiliza sua utilização na elaboração do projeto do ferramental, o planejamento e a otimização dos parâmetros do processo de estampagem a ser considerados, para ocasionar redução de custos sem o desperdício de matéria-prima, desgaste precoce do ferramental e baixa qualidade dos produtos (ROCHA *et al.*, 2022).

Contudo, a conformabilidade de um material é influenciada pelos aspectos geométricos e dimensionais das ferramentas, como a matriz e o punção, que, se não forem controlados e considerados durante a estampagem podem gerar defeitos como trincas e rugas na superfície do aço estampado (WANG *et al.*, 2024; ZHAO *et al.*, 2024).

Karbasian & Tekkaya (2010) investigaram as etapas do processo de estampagem, para auxiliar na compreensão do comportamento do material ao longo do processo de conformação. Em um dos estudos avaliados por eles é em relação a estampagem a quente, onde observou-se parâmetros na conformação que podem afetar a qualidade final do produto, um destes parâmetros é o seu processo de corte, que deve apresentar uma qualidade superficial da região cisalhada e uma precisão dimensional. Estes parâmetros podem ser influenciados devido a velocidades do punção, o ângulos de corte, a folgas entre punção e matriz, a geometrias da aresta de corte da ferramenta e as propriedades mecânicas do material. Embora, a pesquisa avaliado por eles, não constatou qualquer influência da velocidade do punção nas geometrias cisalhadas e nas forças de corte. Para todos os ângulos de corte testados, o *rollover* aumenta com o aumento da folga entre punção e matriz. Além disso, a razão da profundidade de polimento aumenta à medida que a folga aumenta até que a rebarba se forme, mas diminui novamente com o aumento da folga após a formação da rebarba.

Outra pesquisa avaliada por eles nesta investigação é em relação ao uso de materiais que são endurecíveis por prensagem, onde utiliza-se uma punção mais duro, o que acarreta uma redução do desgaste da aresta de corte, tornando-o sensível a altas cargas, além de proporcionar microfraturas significativas ao longo da aresta. Entretanto, caso o punção tenha alta tenacidade, observa-se uma pequena redução na resistência ao desgaste, que é compensada pela maior tenacidade e resistência à fadiga. Dessa forma, encontrar um equilíbrio adequado entre tenacidade e dureza, pode otimizar o desempenho mecânico das ferramentas no processamento, especialmente no corte de peças endurecidas por prensagem (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

Considerando essa abordagem, a proposta deste estudo é investigar o comportamento mecânico do aço inoxidável ferrítico AISI 430 por meio de duas técnicas de estampagem: estampagem por embutimento e o ensaio Nakazima, envolvendo esforços de tração uniaxial e biaxial. Além de possibilitar a correlacionar a análise de EBSD entre os dois modos de conformação, como também assimilar os impactos da simulação numérica na compreensão do comportamento do aço na deformação plástica como também as maneiras de se averiguar a tendência de ruptura do material na estampagem. Neste intuito, serão realizados ensaios para a caracterização mecânica do material por meio das técnicas de tração, microdureza Vickers e anisotropia. Como também a realização de uma avaliação estrutural com uso da difração por elétrons retroespalhados (EBSD), difração de raio X (DRX) e microscopia Óptica (MO). Ressalta-se ainda que os resultados adquiridos pelo aço AISI 430 foram correlacionados com o uso de simulação numérica por elementos finitos.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Investigar a estampabilidade do aço AISI 430 por meio de uma operação de estampagem por embutimento e pelo ensaio Nakazima.

2.2 Objetivos específicos

- Construir a curva limite de conformação, CLC, do aço AISI 430;
- Calcular a razão limite de estampagem, LDR;
- Avaliar o efeito da orientação cristalográfica preferencial no comportamento mecânico do produto estampado;
- Utilizar simulação numérica para auxiliar o estudo das respostas mecânicas do aço AISI 430 após a estampagem;
- Utilizar o critério de Cockcroft-Latham para prever o local de falha dos corpos embutidos;
- Comparar o comportamento mecânico do aço por meios dos ensaios de estampagem.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis podem ser subdivididos de acordo com a sua microestrutura, sendo eles: aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos, martensíticos, endurecíveis por precipitação (EPP) e duplex. Esses aços exibem boas propriedades mecânicas, assim como, um elevado valor de resistência à corrosão, tornando-se um material em destaque para diversos processos de conformação (FEDELE; LEBRAO; BRANDI, 1999).

Na estampagem, os aços da série 300 possuem um alongamento mais elevado e pequena anisotropia média, já para os aços da série 400, essas propriedades divergem com o objetivo de se obter produtos estampados com a menor espessura possível, aliada às propriedades mecânicas adequadas às mais diferentes aplicações (CAVALER, 2010). A adequação das condições de processamento às propriedades é extremamente importante para permitir o uso dos diferentes tipos de aços inoxidáveis, pois, um limite de escoamento elevado, juntamente com um baixo coeficiente de encruamento (n), pode ser ineficiente quando numa condição de deformação plástica por estiramento na estampagem (FERREIRA FILHO *et al.*, 2008).

3.1.1 Aço Inoxidável Ferrítico

Dentre as subdivisões mencionadas anteriormente, os aços inoxidáveis ferríticos são ligas de ferro e cromo com teores de aproximadamente 11 a 27 % de cromo (em peso). Além do mais, quando estes aços estão em temperatura ambiente, tendem a apresentar uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) (GUIDA, 2006). Outro fator importante é que os aços inoxidáveis ferríticos exibem baixo custo em sua aquisição, sendo então, um fator favorável na utilização destes aços em sistemas de exaustão de veículos, utensílios domésticos e na própria construção civil (CARRAMANHOS, 2006). Essas ligas, para manterem sua estrutura quase totalmente ferrítica, necessitam da utilização de alguns tipos de elementos de liga, como: titânio (Ti), nióbio (Nb) e tântalo (Ta), para reduzir os teores de carbono e nitrogênio presentes no aço, pois são elementos gamagêneos (GUIDA, 2006).

Uma das vantagens de manter o material na fase ferrítica é a redução do carbono livre em solução sólida, o que permite um aumento na resistência à corrosão do material, devido à imposição de obstáculos na formação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos. Além

disso, a manutenção da fase ferrita na temperatura ambiente até a temperatura de fusão, evita que ocorra mudança de fase tanto no aquecimento quanto no resfriamento (PENEDO, 2023).

3.1.2 Aço Inoxidável AISI 430

Os aços inoxidáveis ferríticos, como o caso do aço AISI 430, são empregados, em sua maioria, no setor industrial de eletrodomésticos não portáteis, geralmente conhecidos como indústrias de linha branca. Nesta aplicação, é comum a utilização das operações de embutimento e estiramento para a obtenção de uma geometria final mais detalhada. Entretanto, quando submetidos à estampagem, os aços inoxidáveis ferríticos podem apresentar a ocorrência de estrias na chapa metálica. Esse fenômeno (estrias) está normalmente associado ao tamanho, forma e distribuição dos grãos e dos carbonetos (GUIDA, 2006; ALENCAR, 2016). Procedimentos para minimizar a presença de estrias consistem na utilização de lubrificantes e de películas durante o embutimento do metal (PINTO, 2015).

Existem vários aços inoxidáveis ferríticos, no entanto, o aço AISI 430 é um dos mais usados no mercado. A composição química típica desse aço é exibida na Tabela 1. Outro fator importante relacionado a este aço, é que ele possui aplicações variadas como, por exemplo, no setor alimentício, na confecção de talheres, utensílios domésticos e eletrodomésticos. Os elementos de liga presentes neste aço podem ainda influenciar diversas propriedades, como a resistência mecânica e à corrosão, Tabela 2 (FERREIRA, 2005).

Tabela 1 - Composição química típica (% de peso) do aço AISI 430

Elementos	C	Mn	Si	P	S	Cr	N
%	≤0,12	≤1,00	≤1,00	≤0,04	≤0,03	16-18	≤0,12

Fonte: FERREIRA (2005).

Tabela 2 - Influência dos elementos de liga em diversas propriedades do aço AISI 430

Elemento Químico	Efeito
Carbono	• Aumenta fortemente a resistência mecânica • Afeta negativamente a resistência à corrosão e a tenacidade à baixa temperatura
Cromo	• Amplia o campo da ferrita • Aumenta a dureza do aço pelo efeito de endurecimento por solução sólida • Forma uma camada passiva, aumentando a resistência à corrosão • Limita o crescimento de grão e retarda a decarbonetação superficial

Molibdênio	• Aumenta a resistência mecânica e à fluência a temperaturas elevadas • Possibilita a formação de carbonetos
Silício	• Melhora a resistência mecânica à quente (%Si entre 0,5 e 2,0 %) • Endurecedor em solução sólida na ferrita
Nitrogênio	• Aumenta a resistência mecânica • Aumenta a solubilidade do cromo na austenita
Manganês	• Aumenta a resistência mecânica • Pode diminuir a ductilidade e a solubilidade
Nióbio	• Aumenta a resistência mecânica a quente • Forte formador de carbonitretos, removendo o C e o N da solução
Titânio	• Efetivo refinador de grão durante o processo de solidificação • Forte formador de carbonitretos, removendo o C e o N da solução

Fonte: Adaptado de FERREIRA (2005).

O aço AISI 430 pode possuir algumas variações em relação a classificação de seu tipo, como: os tipos A, E e F, onde as composições químicas são descritas na Tabela 3. Por meio delas, se adquire a percepção que o tipo de aço está relacionado com as variações de sua composição química. O aço AISI 430 apresenta ainda baixo teor de carbono, mas elevado teor de Nióbio, sendo mais recomendável que o aço inoxidável austenítico nos processos de embutimento, pois acarreta a elevação do coeficiente de anisotropia, melhorando assim o desempenho deste material durante a estampagem (APERAM, s.d.; COLPAERT, 2008).

Tabela 3 – Composição química encontrada em estudos do Aço AISI 430.

	C	Mn	Si	Cr	P	S	Ti	Nb	N	Ni
430	0,040	0,190	0,300	16,130	0,030	0,001	-	-	-	0,190
430A	0,052	0,425	0,460	16,100	0,026	0,001	0,009	0,023	0,055	0,269
430E	0,018	0,206	0,362	16,200	0,032	0,001	0,104	0,363	0,021	0,289
430F	0,020	-	-	16,000	-	-	-	0,400	-	-

Fonte: Adaptados de CORDEIRO (2023); COSTA *et al.* (2007) e APERAM (s.d.).

A adição de Nióbio na composição química dos aços inoxidáveis ferríticos, possibilita também a obtenção de algumas propriedades como a resistência à fluência, ao desgaste, ao estiramento, além de fornecer qualidade superficial (COSTA *et al.*, 2017; CUNHA *et al.*, 2014). O Nb ainda contribui para inibir a recristalização do material durante a fase de laminação a quente através da precipitação de carbonetos de níobio, gerando um material com alta de energia, que após o recozimento na fase de laminação a frio, produzirá uma estrutura mais refinada e homogênea, melhorando as propriedades durante a estampagem. O uso do níobio,

associado a um ríspido controle químico, além do controle da quantidade de deformação adotada nas operações de laminação a quente e a frio, torna-se possível a aquisição de um material com estampabilidade superior aos ferríticos convencionais não estabilizados (GUIDA, 2006).

3.2 Simulação

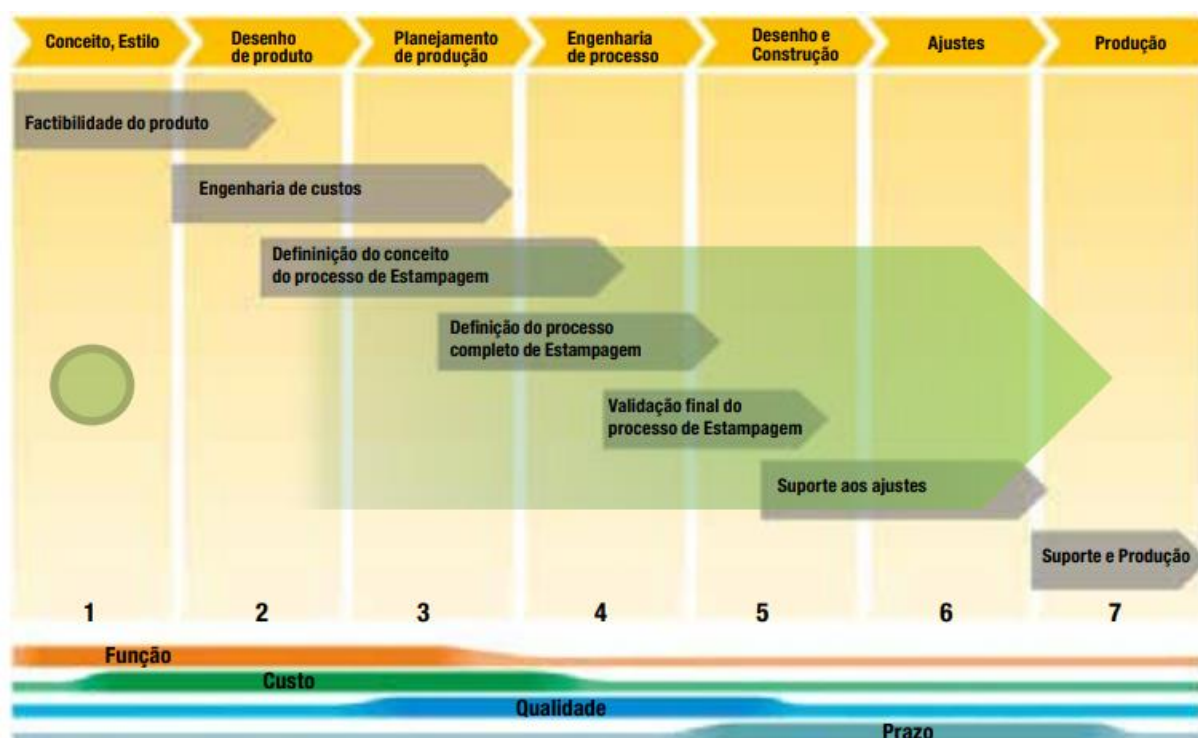
Na estampagem, as chapas (blanks) são deformadas plasticamente até alcançar o formato desejado do produto. Entretanto, estes esforços não são uniformes, possibilitando a ocorrência de imperfeições causadas pelo atrito e pelo desgaste, como arranhões, trincas, asperezas, dentre outras. Estas anomalias influenciam a produtividade, a qualidade do produto e o desgaste da matriz durante o seu ciclo produtivo. Logo, torna-se prudente avaliar os motivos destes fenômenos, uma vez que, durante seu ciclo produtivo, temperatura, acabamento superficial, pressão de contato, velocidade de deslizamento, características do lubrificante irão afetar por exemplo na qualidade da lubrificação (GONÇALVES *et al.*, 2024).

Com o intuito de alcançar uma produtividade maior com um baixo custo e com uma elevada versatilidade de geometrias, as indústrias de forma geral como a automotiva e a aeronáutica buscam a utilização de softwares de simulação numérica, que permitem o desenvolvimento e a otimização dos processos de conformação. Todavia, estes softwares são baseados geralmente em uma abordagem determinística, na qual se ignora as incertezas possíveis durante o processo de conformação (MONTEIRO, 2024).

Entre os anos 90 e 2000 as simulações foram introduzidas de forma direta em etapas específicas no desenvolvimento dos produtos estampado, focando em determinar se operações executáveis para prever o comportamento do material em determinadas condições. Esta aplicação resultou na melhoria da eficiência do processo, como na qualidade do produto na redução de rupturas e rugas, no prazo das entregas devido a otimização do tempo, no custo por reduzir desperdício e na função de desempenho pois utiliza-se os materiais na condição mais próxima dos limites da manufatura do material. Desta maneira nos anos de 2000 até 2020 foi desenvolvido um esboço de integração do Fluxos de trabalho (Figura 1) buscando elevar a eficiência e o retorno devido às sinergias encontradas entre as diversas etapas envolvidos no processo como: dados mais consistentes entre engenharia e realidade, Simulação Completa do Processo e criação de um modelo digital condizente com a realidade, Capacidade de analisar múltiplas estratégias de compensação virtual, Melhoria no dimensional e minimização dos riscos de defeitos de superfície, diminuição das correções, Maior previsibilidade do

comportamento dos materiais especiais e processos mais avançados, além de outras vantagens (BATALHA, 2020).

Figura 1- Início da integração do fluxo de trabalho no desenvolvimento do processo produtivo.



Fonte: BATALHA (2020).

Uma das tecnologias utilizadas na conformação de metais, é o software QForm UK, por permitir alterações de diversos parâmetros durante o ato de simulação, reduzindo a dependência de métodos de tentativa e erro e melhorando a qualidade, a relação custo-benefício e a eficiência do produto (KANEVSKIY, 2024).

No trabalho de Svyetlichnyy *et al.* (2016) foram realizados modelos para comparação do estado de tensões de escoamento em condições de processamento não homogêneo, baseando-se na teoria de deslocamento e nos modelos de tensão de escoamento de Sellars nos modos padrão e modificado com uso dos softwares de elementos finitos QForm7 e Forge 2005. O primeiro modelo descreve o comportamento mecânico de estruturas policristalinas onde a evolução da densidade de discordâncias e o processo de recristalização, descrevem a mudança das condições de deformação (taxa de deformação, temperatura). Já no modelo padrão de Sellars, são utilizados cálculos da fração de recristalização para a aquisição da taxa de

nucleação, taxa de crescimento dos grãos, número máximo de grãos por unidade de volume e o tamanho máximo estendido dos grãos. Estes parâmetros são utilizados para a obtenção da tensão de escoamento, que é atrelada aos valores atuais de deformação, taxa de deformação e temperatura. Desta maneira, as mudanças nas condições de deformação levam a alterações instantâneas da tensão de escoamento. Por fim, o modelo modificado de Sellar que se baseia no modelo original. Embora, neste método possui uma suavização destas deformações, causadas pela atribuição de equações diferenciais adicionais, possibilitando criação de um comportamento transitório, consequentemente, fazendo com que as mudanças na deformação não sejam adquiridas de forma imediata. Logo, parte dos resultados confirmam a previsão da tensão de escoamento sob diferentes condições de deformação nos modos empírico e por simulação numérica. Apesar de que ainda existam algumas situações onde as mudanças das condições de deformação nas diversas áreas do corpo deformado, assim como, diferentes intensidades em cada porção do material, impedem uma maior precisão da análise.

Pegden *et al.* (1995) afirmam que a simulação permite a compreensão comportamental do material, possibilitando a elaboração de estratégias eficazes nas operações de conformação mecânica, Tal artimanha é permitida uma vez que o processo computacional está atrelado ao projeto real da conformação.

Ressalta-se ainda, que para atender as necessidades comerciais exigidas pelo mercado, investigações são feitas, uma delas foi por meio do estudo de Dutra (2022), onde elaborou-se um diagrama Conformabilidade Avançado, por meio da implementação dos critérios de estampabilidade para caminhos de deformação lineares e não-lineares na curva de conformação, possibilita de forma rápida e simplificada, observar as condições de estiramento de uma chapa nas mais diversas condições do processamento. Aliás em seu trabalho também foi incluído o efeito de flexão da chapa na estabilização das deformações, tornando-se se a aquisição de resultados mais assertivos em situações de estiramento, identificar de forma simples e efetiva os efeitos de borda e das deformações fora do plano médio da chapa, gerando assim maior assertividade à avaliação dos resultados das simulações da conformação de chapas metálicas.

Por ser uma área em desenvolvimento, sabe-se que existe uma conferência dedicada à simulação numérica de processos de conformação plástica de chapas metálicas, denominada de *Numisheet*. Esta organização propõe estudos de caso de processos de estampagem (CUNHA, 2016).

No estudo Grèze *et al.* (2010) é realizado uma investigação experimental e numérica do retorno elástico em uma liga de alumínio a diferentes temperaturas, neste trabalho a temperatura da ferramenta foi a mesma durante toda a conformação. Os resultados experimentais são

comparados com simulações numéricas realizadas com o código de elementos finitos, que foram os ensaios de tração uniaxial em diferentes temperaturas e a utilização de diversas taxas de deformação, inserindo assim os efeitos da temperatura e da viscosidade na resposta do material. Logo, são analisados os estados de tensão e deformação no copo no final da conformação e após o retorno elástico, em função da temperatura e das distribuições de tensões na espessura do blank. Por meio destas comparações, observou-se que temperatura tende a diminuir o gradiente de tensão na parede do copo, que está conectado a redução do retorno elástico. Além disso, a distribuição da tensão na parede do copo é o principal fator que influencia o mecanismo de retorno elástico em condições de conformação apresentada.

No estudo de Laurent *et al.* (2015) foi investigado os efeitos da temperatura no processo de retorno elástico em temperatura ambiente até 200 °C, a análise realizada foi executada de forma prática e por um modelo de elementos finitos, na estampagem a quente de uma liga de alumínio AA5754-O. Nesta pesquisa notaram que quando a temperatura ultrapassa 150 °C a influência é significativa na resposta força/deslocamento na conformação. Além disso, realizaram testes de tração e cisalhamento e observaram o perfil de formação de orelhas, como também o efeito de retorno elástico. O modelo anisotrópico foi utilizado para simular o processo, foi implementado o código comercial ABAQUS/Standard. No programa os valores inseridos são a taxa de deformação obtida nos ensaios de tração e cisalhamento uniaxiais em várias temperaturas e suas taxas de deformação. Possibilitando adicionar os efeitos da temperatura e da viscosidade na análise do processo. Logo, perceberam a influência do atrito na conformação (ou seja, evolução da força do punção, distribuição da espessura ao longo da parede do copo e perfis de orelha). Tanto que a resposta adquirida numericamente demonstrou uma boa correspondência com as temperaturas experimentais. Embora houvesse dificuldade na previsão do retorno elástico para esta liga de alumínio na conformação mecânica.

Além da investigação do retorno elástico, outro estudo também foi elaborado, o estudo em questão é feito por Wang *et al.* (2024) que investiga a conformabilidade de uma liga de magnésio AZ31 sob diferentes condições de temperatura buscando melhoria na conformação deste metal, reduzir a taxa de afinamento da liga. Nele foram adquiridos as propriedades mecânicas da liga de magnésio nas temperaturas de 25 °C, 150 °C, 250 °C e 350 °C por meio de testes de tração uniaxial e por meio do método de cálculo inverso de elementos finitos (MSTEP). Na análise de estampagem a quente do metal a 250 °C, por meio da Simulação de Monte Carlo (MCS) buscou-se amostrar de forma aleatória a força do suporte da chapa, a velocidade de estampagem, o coeficiente de atrito e o coeficiente de resistência, posteriormente realizou-se uma simulação relacionar estes aspectos com a taxa máxima de afinamento. Neste

estudo, também foram utilizados o modelo de predição híbrido otimizado por Algoritmo Genético (GA) e Otimização de Besouro de Dung (DBO) com base na Rede Neural de Retropropagação (BPNN) – que foi utilizado na exploração da relação não linear entre a força do suporte da chapa, velocidade de estampagem, coeficiente de atrito, coeficiente de resistência e a "taxa máxima de afinamento". A partir destas comparações perceberam que o aumento da temperatura melhora a conformabilidade de estampagem a 250 °C. Indica também que o coeficiente de resistência e a velocidade de estampagem têm mais impacto na taxa máxima de afinamento, em relação a força do suporte da chapa e do coeficiente de atrito. Ao comparar os modelos utilizados, notaram que a capacidade do modelo híbrido é significativamente superior à da rede neural BP, o que exibiu uma eficiência. Além disso, os resultados da simulação do software de elementos finitos DYNAFORM, confirmaram a correção, a precisão e a eficácia do modelo de previsão, o que acarreta em uma forma estratégica de otimizar os processos de conformação por estampagem de metais.

Guidi (2009), elaborou um método paramétrico, para a simulação da estampagem de copos cilíndricos no programa comercial ANSYS® 7.0, onde a criação deste arquivo foi através do software de programação DELPHI 7.0. Nele o software é alimentado com os parâmetros do processo de estampagem, gerando o programa paramétrico em linguagem APDL (Ansys Parametric Design Language), do tipo "*.txt". Buscou-se avaliar as variáveis do processo de estampagem, por meio da simulação de blanks no software comercial. Desta forma, acarretando um aprimoramento instrumental, permitindo compreender algumas variáveis tanto individualmente quanto em conjunto, como a relação do raio da matriz com o punção, na forma que afeta a alteração da carga necessária para estampar uma chapa circular, aliás, também foi comprovado neste estudo que as maiores reduções de espessura das peças estampadas ocorreram no fundo e no raio inferior do copo.

3.3 Conformação Mecânica

3.3.1 Processos de Conformação Mecânica

O processo de conformação mecânica é visto como uma etapa de modificação da forma de um material para outra forma pré-definida. As diferentes operações de conformação mecânica podem ser descritas como processos mecânicos, nas quais as modificações da dimensão ocorrem devido à aplicação de tensões externas, com ou sem o auxílio de aquecimento. Contudo, ressalta-se que nos processos mecânicos que envolvem deformação

plástica, as tensões aplicadas são geralmente inferiores ao limite de resistência à ruptura. Em contrapartida, os processos de conformação por usinagem, que também são denominados “processos de conformação mecânica” utilizam-se tensões sempre superiores ao limite de resistência à ruptura, ocasionando a aquisição do produto por meio da retirada de cavaco (BUTTON *et al.*, 2011).

Geralmente, as peças metálicas são submetidas a diversos processos de conformação, até a obtenção do produto acabado. Considerando isso, dependendo da rota de processamento aplicada a um material durante a deformação plástica, este poderá intensificar o endurecimento decorrente do encruamento, assim como sofrer mudanças estruturais que podem acarretar no amaciamento, mesmo com a continuidade da deformação plástica, (SOUZA, 2018; LOPES, 2009).

Como mencionado anteriormente, o material passa por diversas etapas em seu processamento. No setor automotivo, por exemplo, existe a influência do tamanho de grão em relação a ductilidade do material, pois se o tamanho de grão for relativamente baixo (inferior a 5 μm), a ductilidade tende a sofrer uma redução significativa. Deste modo, o controle do tamanho de grão durante as diferentes etapas de processamento adotadas na estampagem, e principalmente, a condição inicial do material é um fator crítico para garantir a ductilidade necessária ao uso (SCHOUWENAARS, 2024).

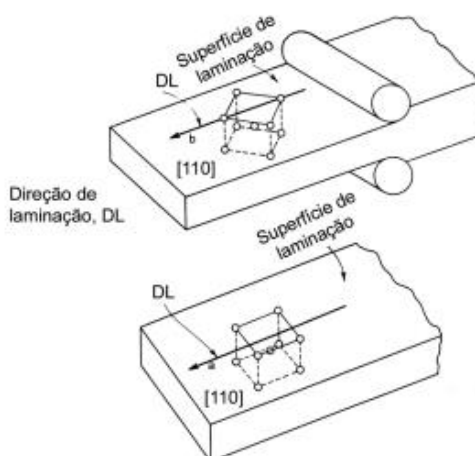
O tratamento térmico também é responsável por alterar o comportamento mecânico de um material e assim, a sua resposta durante uma operação de estampagem. O recozimento, por exemplo, busca remover os efeitos dos processamentos anteriores, ocasionando redução da dureza, elevação da ductilidade, ajustando ainda o tamanho do grão, a textura, além de eliminar processamentos anteriores (MENDES; FERREIRA; SOUZA, 2022).

A orientação cristalográfica é outra variável que afeta a conformabilidade de um material, ao permitir a formação de uma textura específica, contribuindo para permitir o atraso no início da instabilidade plástica assim como a possibilidade de melhoria na resistência à corrosão, entre outros benefícios (ETIM *et al.*, 2020). A textura formada depende das orientações iniciais dos grãos antes da deformação, das mudanças geométricas ocorridas no processo e da temperatura em que o material foi deformado (LENG *et al.*, 2023; PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

Como os metais demonstram texturas distintas que estão associadas às suas orientações preferenciais, uma das formas de se descrever estas texturas é através do somatório dessas orientações ideais. Com o intuito de revelar estas texturas idealizadas, são utilizadas geralmente representações, como a relatada na Figura 2, ilustrando as orientações ideais, que podem ser

encontradas em chapas laminadas de metais e ligas com estrutura CCC (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005).

Figura 2- Tipos de texturas típicas encontradas nos metais CCC, na geometria de chapas.



Fonte: PADILHA; SICILIANO JUNIOR (2005).

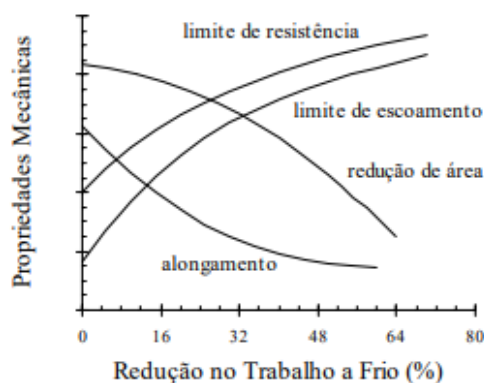
3.3.2 Conformabilidade dos Materiais

A conformabilidade de um material pode ser descrita através da habilidade do material de se deformar plasticamente, quando submetido a uma tensão superior ao limite de escoamentos sem apresentar falhas. Devido a este fato, é possível citar algumas propriedades que influenciam a conformabilidade de um material, como o tamanho de grão e o tipo de microestrutura. (CALLISTER JUNIOR, 2008). Além de que, diversas propriedades do material conformado está atrelado com as variáveis do processo, sendo elas o atrito, a taxa de deformação e a intensidade de esforços que são aplicados, como as características específicas de cada material (estrutura cristalina e concentração de determinados elementos químicos), que podem, por exemplo, intensificar as características de encruamento, dentre outras aspectos de processo (ALENCAR, 2016).

O encruamento juntamente com a orientação cristalográfica preferencial assumida pelo material ao longo da conformação, impactarão no comportamento mecânico do metal, seja no endurecimento, ou no amaciamento. No caso do endurecimento, uma das formas de se observar este comportamento é por meio do trabalho a frio, Figura 2. Neste tipo de conformação é típico a ocorrência deste fenômeno de endurecimento, pois por meio deste processo ocorre a multiplicação de discordância e aparição de discordâncias bloqueadas, consequentemente, o

impedimento da mobilidade das discordâncias. Tanto que na Figura 3 é observado um crescimento não constante do limite de resistência com o aumento da deformação.

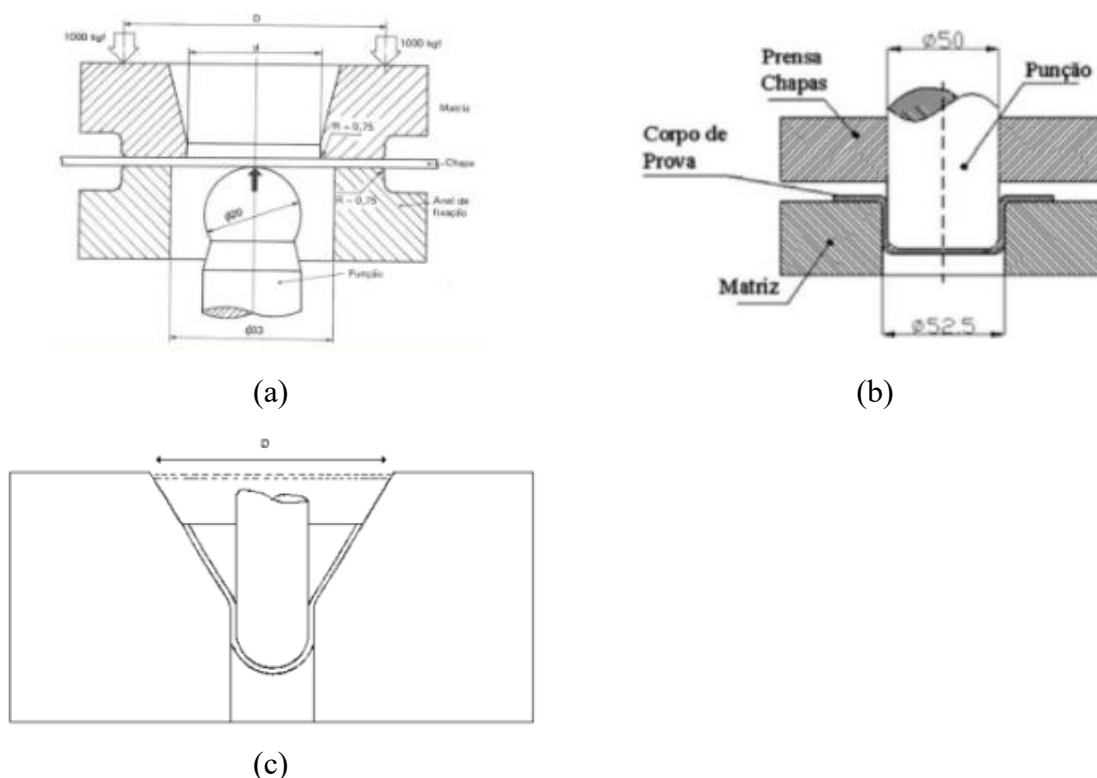
Figura 3- Representação esquemáticas de propriedades mecânicas em função da deformação (trabalho) a frio.



Fonte: CORRÊA (2004).

Tipicamente, a conformabilidade de um material é avaliada a partir de 3 tipos de ensaios: de tração, para a averiguação de suas propriedades iniciais; os testes de estampagem, pois visam demonstrar e simular os modos de deformação juntamente com a montagem da Curva Limite de Conformação (CLC), que relata a capacidade máxima de deformação de um material mediante os diferentes modos de deformação presentes em uma operação de estampagem (BARCELOS, 2019). Dentre os ensaios de estampagem, os mais reconhecidos são o teste Erichsen para avaliar a presença dos esforços cisalhante e de estiramento, o teste Swift para estampagem profunda (embutimento) e o teste Fukui para deformação combinada, ou seja, estiramento e embutimento (REIS, 2002) (Figura 4).

Figura 4- Representação dos testes de estampagem.



Legenda: Erichen (a); Swift (b) e Fukui (c)
 Fonte: BASTOS (2009).

3.3.3 Estampagem

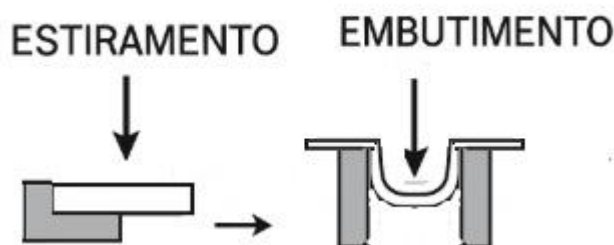
A técnica de estampagem é utilizada na conformação de chapas metálicas, permitindo a produção de peças com a precisão e qualidade dimensional (FERESHTEH-SANIEE; YAGHOUBI, 2023; BIOPDI, 2023). Neste tipo de conformação, o material é submetido a sucessivos esforços mecânicos, resultando em mudanças dimensionais do produto de modo a permitir a formação de regiões da peça com o formato de cunhas, dobras, furos, saliências e cavidades, comuns em componentes automotivos e em eletrodomésticos (RODRIGUES; MARTINS, 2010).

Nessa operação, as peças são submetidas à diferentes tensões, modificando as dimensões e a geometria do metal. Entretanto, deve-se salientar sobre a intensidade dos esforços mecânicos deve ser monitorada para evitar a ocorrência de rugas e trincas no material (BRESCIANI FILHO *et al.*, 1997).

O processo de estampagem pode ser descrito pela combinação de dois tipos de conformação, o estiramento e o embutimento. Inicialmente, quando a punção se movimenta em

direção à chapa posicionada na matriz para a formação do fundo de uma peça, observa-se a formação de uma região sob ação do estiramento (tração). Posteriormente, quando o fundo é formado, inicia-se a segunda etapa que é o embutimento (Figura 5), que consiste na transferência da força do punção para o flange (DOEGE; HALLFELD, 2001). Os flanges são resultado da dobra de uma pequena porção do material na extremidade de uma chapa ou furo. Nesta região existem esforços de compressão radial e tangencial que ocasionarão o fortalecimento das bordas (DOEGE; HALLFELD, 2001; THEIS, 1999).

Figura 5- Representação dos dois tipos de conformação na estampagem.



Fonte: Adaptado de DOEGE; HALLFELD (2001).

O processo de estampagem acontece da seguinte forma, o punção entra em contato com o material, que permanece fixado entre a matriz e o prensa-chapas, proporcionando deformações elásticas. À medida que o punção avança de forma contínua, são geradas as deformações plásticas, principalmente nas regiões do fundo e do raio do punção, ocasionando a redução da espessura do aço nestes locais (RODRIGUES; MARTINS, 2005), embora, a extensão dessa região deformada esteja associada com a movimentação da ferramenta sobre o material fixado à matriz de estampagem (EMMENS; SEBASTIANI; VAN DEN BOOGAARD, 2010). A chapa deve possuir propriedades mecânicas desejáveis e adequadas, como, por exemplo, a tenacidade e ductilidade suficientes que permita uma deformação plástica durante todo o processo (STRANO, 2005).

Existem distinções na estampagem, sendo uma delas associada à estampagem rasa e à estampagem profunda. A estampagem rasa é aquela em que a profundidade conformada é menor do que a metade do seu diâmetro, podendo haver uma baixa redução da espessura da parede. Já na estampagem profunda o copo é mais profundo do que a metade do seu diâmetro (BRESCIANI FILHO *et al.*, 1997).

Na estampagem profunda (embutimento), que é uma prática comum na indústria, é um tipo de conformação mecânica a partir do uso de uma chapa (*blank*), na qual, é submetida em

uma geometria com ressaltos profundos ou rasos. Além disso, este processo evidencia algumas vantagens como a alta produtividade, boa qualidade superficial e baixa necessidade do uso de operações subsequentes como a usinagem, diminuindo os custos na produção (CORDEIRO *et al.*, 2019).

Neste tipo de estampagem (embutimento) é feito uma análise da razão entre o diâmetro máximo de um blank que pode ser estampado para o valor específico do diâmetro do punção utilizado na matriz de estampagem. Esta razão está associada ao limite de profundidade de um copo durante a estampagem por embutimento (ROCHA; SOUZA; OLIVEIRA, 2022).

Um problema comumente observado na operação de embutimento é a formação do fenômeno de orelhamento devido à anisotropia do material e à variação da espessura da chapa. Destaca-se ainda que durante a estampagem é comum a espessura da chapa reduzir na região dos raios dos copos, facilitando a ocorrência de estrangulamento e fraturas nestes locais. Desta maneira, tanto o perfil de orelhamento, como a variação da espessura devem ser controlados, para permitir a conformação adequada de um material por meio do embutimento (WANG *et al.*, 2023).

3.4 Curva Limite de Conformação (CLC)

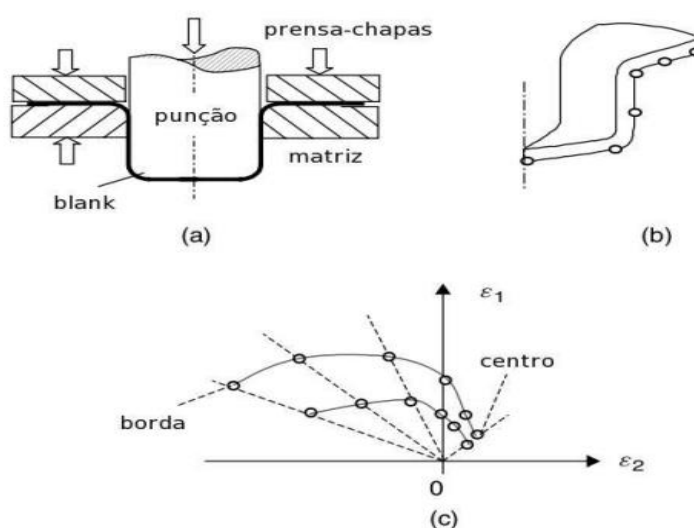
Segundo Sampaio *et al.* (2003), um método que tem sido utilizado para relacionar o limite de conformação de um material, definido em escala laboratorial, com as deformações feitas em escala industrial é a curva limite de conformação, CLC. Essa relação oferece o conhecimento necessário sobre o material e o processo de confecção de uma determinada peça, tornando-se uma ferramenta útil no desenvolvimento de um produto, além do mais, este conhecimento é aplicado nas indústrias automobilísticas.

A determinação da curva CLC (Curva limite de conformação) é realizada de acordo com os métodos de Nakazima (utilizando um punção esférico) e Marciniak (utilizando um punção cilíndrico), a partir de chapas com larguras diversificadas para a determinação dos diferentes estados de deformação (RICHTER, 2003).

A curva CLC demonstra o limite máximo de deformação que uma chapa metálica suporta durante uma operação de conformação da mesma, sem a ocorrência de estricção ou ruptura a partir da combinação das deformações máximas (ϵ_1) e mínimas (ϵ_2) sofridas (ROCHA *et al.*, 2022). Na norma ISO 12004:1997 são exibidos os métodos que devem ser adotados para a confecção da curva CLC, como a inserção dos valores de deformação máxima, ϵ_1 , no eixo das

ordenadas e os de deformação mínima, ε_2 , no eixo das abscissas. A conexão dos pontos de ε_1 e ε_2 descreve o caminho de deformação, que é dependente da condição de solicitação mecânica, da dimensão do corpo de prova, parâmetros de lubrificação, dentre outras variáveis (NETTO, 2004). Uma das formas de demonstrar o perfil desta curva juntamente com a resposta do material mediante a solicitação mecânica, utiliza-se a Figura 6, onde no item (a) ilustra qual é o tipo de esforço em que o material é submetido na etapa de embutimento (estampagem), já na Figura 6(b) é retratado por meio de uma seção, o perfil adquirido do fundo, da parede e da flange em um material estampado. Já na Figura 6(c) é mostrado como é feita a curva limite de conformação (CLC). Essa curva é utilizada para adquirir o limite máximo de deformação que a chapa metálica pode suportar durante uma operação de conformação, sem que haja sua ruptura (ROCHA *et al.*, 2022).

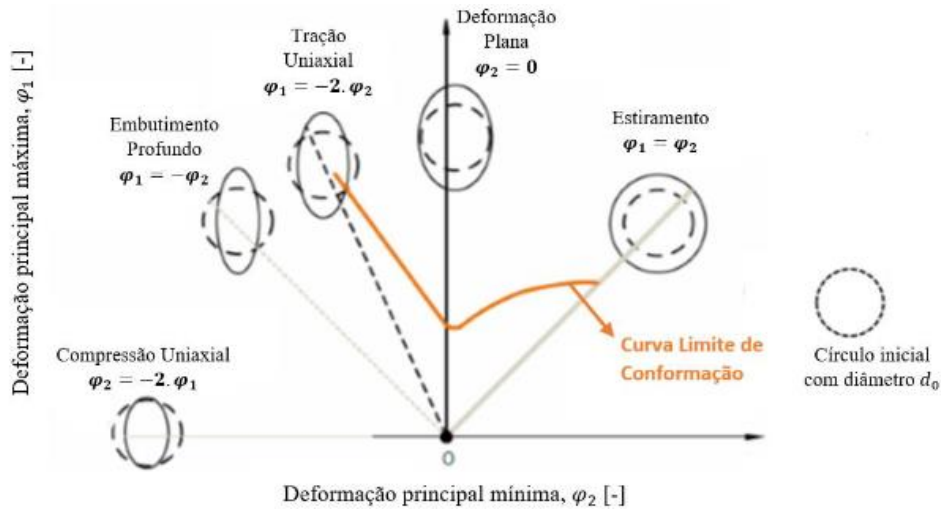
Figura 6- Representação da operação de embutimento, retratando o perfil de deformação e a Curva Limite de Conformação (CLC).



Legenda: (a) etapa de embutimento, (b) perfil da seção estampada e (c) curva limite de conformação.
Fonte: MAÊDA (2009).

Os modos típicos de deformação plástica presentes na curva CLC são o estiramento, a deformação plana, a tração uniaxial, o embutimento profundo e a compressão uniaxial (ROCHA *et al.*, 2022; LANGE, 1993), Figura 7.

Figura 7- Curva Limite de Conformação e os seus respectivos modos de deformação.

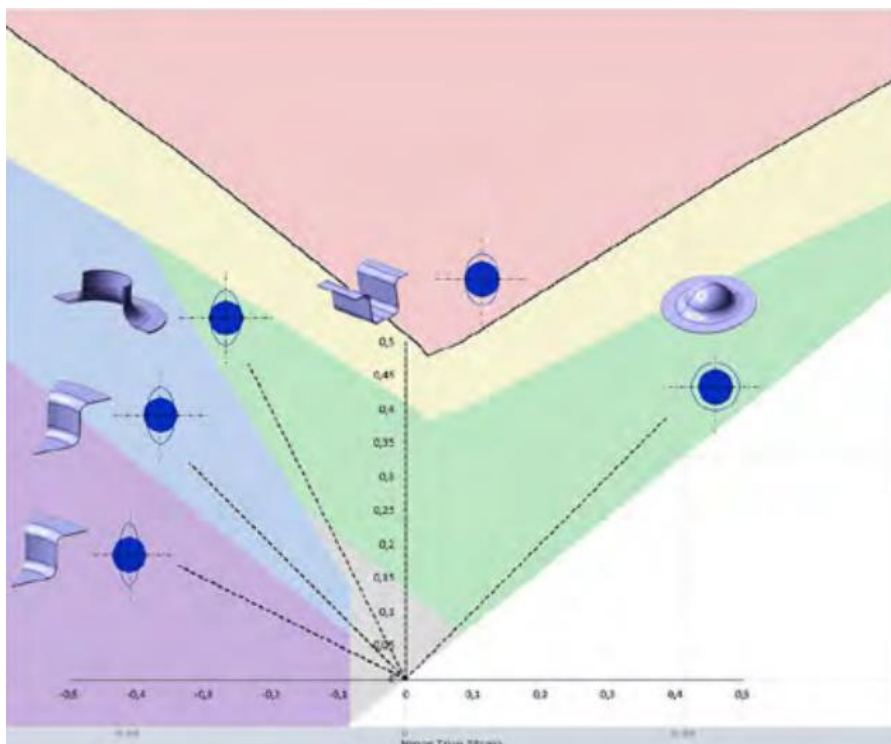


Fonte:ROCHA *et al.* (2022).

Como a curva limite de conformação (CLC) é construída empiricamente, torna-se um meio de descrever o lugar geométrico das deformações principais e críticas, que ocorrem na superfície da chapa, para as quais a estricção localizada se torna visível. Além do mais, estas curvas são usadas para os diversos modos de deformação inerentes aos processos de conformação (LUNDGREN, 2009).

Segundo Dutra (2022) A curva retrata o Diagrama Limite de Conformação, e qualquer ponto acima dela é mostrado em vermelho no pós-processamento. Onde o ponto vermelho indica que região está sofrendo uma ruptura. Já a região abaixo da curva pode ser dividida em diversas áreas que representam diferentes estados de estiramento da chapa, não rompida. Assim como é observado na Figura 8.

Figura 8– Diagrama conformação como as ilustrações de suas respectivas deformações.



Fonte: DUTRA (2022).

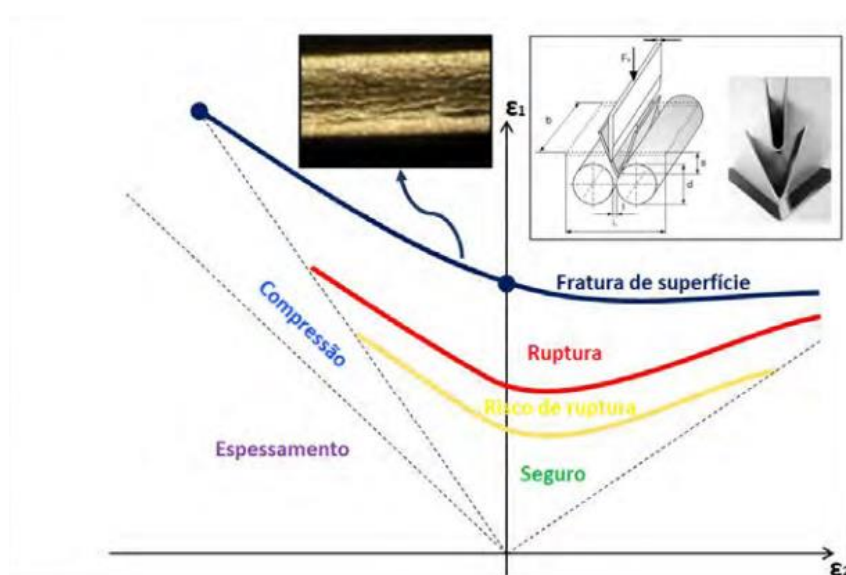
Arruda (2008), relata a existência de fatores que influenciam o traçado de uma curva CLC, aumentando o limite máximo de deformação mediante o uso de chapas de aço com maior espessura, velocidade de processamento menor, menor tamanho de grão e baixo coeficiente de atrito, assim como a possibilidade de redução desse limite de conformação em amostras previamente deformadas, como no caso de solicitações em tração.

Segundo Schaeffer (2004), a geometria das ferramentas, a forma do corpo de prova, o tipo de lubrificante e o método de obtenção dos dados também afetam o limite de deformação de um material quando na montagem de uma curva CLC.

Ressalta-se ainda que por meio da utilização de um software para a aquisição do Diagrama de limite de conformação, é possível registrar as deformações presentes. Tanto que neste estudo observaram que se a chapa é dobrada em um raio muito pequeno a fratura superficial é observada, devido a criação de uma tensão de flexão muito elevada em sua superfície, produzindo a trinca. Esta trinca caso se propague, acarreta na ruptura da chapa, ou então, compromete a desenvoltura do componente quando estiver em operação. Contudo, na Figura 9 observa-se a tendência desse tipo de falha, pois o valor registrado está superior ao limite de ruptura, percebendo-se que existe uma relação de flexão mínima permitida na conformação, pois os dados coletados foram por meio da comparação dos resultados práticos

com os valores estimados no estudo. Embora, existam materiais que a estrutura muda ao serem submetidos a uma tensão superficial maior que o limite da curva, mesmo quando o raio de dobra não é exageradamente pequeno, proporcionando assim o efeito “casca de laranja”. Justamente por causa do estiramento de material no plano que começa a contração na direção perpendicular à espessura, e como sua estrutura não é perfeitamente homogêneo, consequentemente a contração também não é, ocasionando os poros na superfície da chapa. Tal fato pode ser evidenciado na imagem da Figura 9 (DUTRA, 2022).

Figura 9– Ilustra o comportamento do Raio mínimo de dobra na curva CLC.



Fonte: DUTRA (2022).

3.5 Nakazima

Richter (2003), diz que no ensaio *Nakazima* busca plotar a curva limite de conformação, por meio de um único punção hemisférico de 100 mm de diâmetro e uma única matriz, alterando somente as dimensões do corpo de prova, ou seja, a largura das tiras metálicas. Além do mais, após a marcação das tiras, eles são conformados, um a um, até alcançar a estricção. Um exemplo deste fenômeno de estricção com a deformação é ilustrado na Figura. 10, mostrando o aspecto dos corpos de prova utilizados para elaboração de uma CLC, neste tipo de ensaio.

Figura 10– Aspectos das tiras metálicas no levantamento da CLC.



Fonte: Adaptado de BARCELOS (2019).

As tiras metálicas com formato retangular e comprimento constante, sendo valores típicos, 180mm ou 200mm, sendo a largura modificada de modo crescente até alcançar a dimensão do próprio comprimento original. É importante destacar que a aresta com o menor dimensionamento deve coincidir com a direção de laminação da chapa.

A mudança na largura altera a restrição lateral da tira, logo, a quantidade de material que é permitida se locomover para o interior da matriz na direção da largura muda com a alteração da largura dos corpos de prova, simulando as variadas solicitações mecânicas presentes em uma operação de estampagem (NETTO, 2004).

Netto (2004) salienta alguns pontos importantes é evidenciado o que se pode verificar através do ensaio Nakazima:

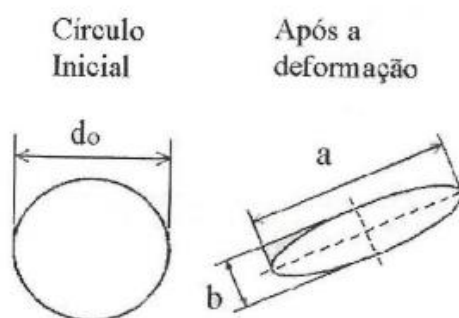
- a) a relação direta entre as propriedades mecânicas do material, como os valores do expoente de encruamento e dos fatores de anisotropia e o formato da curva CLC;
- b) o atrito entre o punção e o corpo de prova limita a quantidade de deformação máxima;
- c) a menor deformação acontece na condição de deformação plana ($\epsilon_2 = 0$). As deformações aumentam nas condições de tração uniaxial ($\epsilon_2 < 0$) e deformação biaxial ($\epsilon_2 > 0$);
- d) a dependência das deformações medidas relacionadas ao valor inicial da malha gravada na chapa, isto é, quanto menor o tamanho da grade de círculos, maior tende a capacidade de medir maiores deformações e vice-versa;
- e) a conformabilidade do material depende da sua composição química, ou seja, a curva é influenciada pelo tipo de aço.

No ensaio Nakazima, é indispensável à marcação da chapa, Segundo Srour Junior (2002) a grade de círculos utilizadas na marcação deve-se aderir firmemente à superfície, ao se conformar o material, sem quebrar ou desaparecer suas linhas. Além de que, deve-se possuir

linhas nítidas e contornos bem definidos antes e após a deformação plástica. A malha não deformada deve manter suas dimensões, evitando a geração de nós por meio do cruzamento das linhas. Além disso, o método de aplicação da malha não pode corroer a superfície do material e a espessura das linhas da malha deve ser inferior em relação à espessura da chapa.

Para a previsão do valor de deformação sofrida por um material após a conclusão do ensaio Nakazima, deve-se medir os diâmetros em eixos ortogonais, a e b , como indicado na Figura 11 e comparar com a dimensão original do diâmetro do círculo, D_0 , e assim mensurar os valores da deformação menor, ε_2 , e maior, ε_1 , Equações 1 e 2, respectivamente (SCHAEFFER, 2004).

Figura 11- Princípio de determinação das deformações.



Fonte: Adaptado de SCHAEFFER (2004).

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{a}{D_0} \quad (1)$$

$$\varepsilon_2 = \ln \frac{b}{D_0} \quad (2)$$

Onde:

a se refere à maior dimensão da elipse após o ensaio;

b se refere à menor dimensão da elipse após o ensaio.

D_0 é o diâmetro inicial do círculo.

3.6 Estampabilidade

A estampabilidade do material está associada à capacidade de deformação de uma chapa em uma operação de estampagem. Ela retrata a habilidade de um material de deformar sem

apresentar fraturas ou outros danos, resultando na formação dimensional desejada a partir da submissão deste material a uma soma de esforços que são gerados com uso de uma matriz e de um punção (BASTOS, 2009). Diferentes fatores afetam a estampabilidade de um material como a composição química, a microestrutura, a textura cristalográfica, assim como as condições de processamento nas operações de estampagem (FONSECA, 2009).

O mercado exige cada vez mais o desenvolvimento das chapas metálicas com uma resistência mecânica elevada, menor espessura, apresentando ainda excelente conformabilidade a frio (GORNI, 2010). Diante desse desafio houve o crescimento na pesquisa de aços de alta resistência mecânica, além do aumento do uso dos aços inoxidáveis ferríticos nas operações de conformação mecânica por estes exibirem características que são capazes de substituir os aços inoxidáveis austeníticos em diversos segmentos, sendo assim, uma aquisição mais barata, devido às diferenças na composição química (ABINOX, 2022a; ANDRADE *et al.*, 2015).

Os aços inoxidáveis ferríticos são empregados nos processos de estampagem, onde o embutimento é a operação predominante, decorrente da elevada resistência ao afinamento da chapa (ABINOX, 2022b; GUIDA, 2004). Considerando isso, uma das formas mais usuais de medir a capacidade de embutimento de um material, ou seja, sua estampabilidade, é através da determinação do coeficiente de anisotropia normal média, que quanto mais elevado for, maior a tendência de um material resistir ao afinamento da chapa à medida que este é estampado (OLIVEIRA *et al.*, 2008; SANTOS, 2017).

Na pesquisa de Gao *et al.* (2023) investigou a evolução da textura e os mecanismos envolvidos na laminação a frio em duas etapas de aço inoxidável ferrítico, visando reduzir a anisotropia planar, aumentar a resistência à formação de sulcos, consequentemente melhorar o valor de r . Na laminação, formaram-se orientações cristalográficas próximas a $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ e Goss, embora quando maior for a deformação a orientação Goss evolui para as orientações $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$. Ao serem recozidos, os cristais originam núcleos recristalizados, com a textura de recristalização da fibra γ . A medida que essa textura γ se intensifica ocorre o surgimento de colônias de grãos mais evidentes e desuniformes. Logo, o valor médio de r aumentou de forma contínua, enquanto a resistência à formação de sulcos é reduzida. Além disso, o estudo demonstra uma piora na anisotropia planar de r no primeiro momento. Mas a medida que as colônias vão surgindo o valor de r vai melhorando alcançando um valor inferior quando a redução atinge 90%. Tal condição alcançada no estudo, é considerada ideal para conseguir uma boa estampabilidade profunda sem comprometer a resistência aos sulcos.

Uma vez que a anisotropia normal média pode indicar a tendência do comportamento do metal ao se deformar, sendo então um parâmetro de estudo da estampabilidade, é então possível, por meio deste parâmetro, relacionar a ocorrência de defeitos como fraturas e estricções decorrentes da redução da espessura, quanto maior o valor do coeficiente de anisotropia, R . Já o parâmetro ΔR (anisotropia planar) representa um indicativo da intensidade do fenômeno de orelhamento de um material durante a estampagem (BRANCO, 2007).

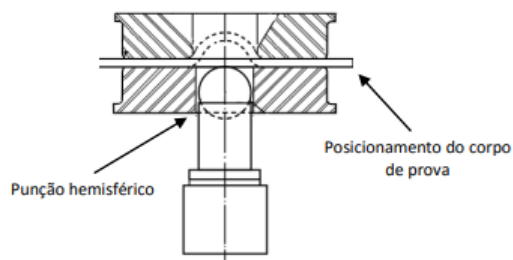
A estampabilidade também pode ser associada ao valor do tamanho de grão, para materiais com grãos grosseiros nota-se a tendência de uma melhor estampabilidade, devido à baixa resistência ao escoamento. No entanto, a superfície estampada de materiais com grãos grosseiros pode ser mais áspera, sendo isso dependente da quantidade e do modo de deformação aplicados ao material. Em contrapartida, materiais com uma granulometria mais fina e com baixo teor de carbono, tendem a exibir maiores valores para a resistência ao escoamento e para o encruamento, impactando mudanças na resistência ao escoamento do material (MENDES; FERREIRA; SOUZA, 2022; CORASSINI; MAGNABOSCO, 2013).

3.6.1 Avaliação da Estampabilidade

Para a determinação da estampabilidade, podem ser descritos dois tipos de testes, os testes diretos e os indiretos. Os testes indiretos são aqueles que não possuem uma relação direta com a prensa utilizada, concentrando-se nas propriedades plásticas dos materiais, sendo tipicamente os ensaios de tração e de dureza. Já os testes diretos são aqueles atrelados ao comportamento do material nas matrizes e com as condições predeterminadas de trabalho se concentrando na análise do embutimento ou do estiramento, que são as etapas envolvidas em um processo típico de estampagem. Ressaltando-se que para aços ferríticos, os mais comumente empregados são os ensaios *Erichsen* e *Swift* (PENEDO, 2023).

O ensaio *Erichsen* foi proposto com intuito de avaliar a estampabilidade de chapas a partir da ação de tracionar (de modo biaxial) um corpo de prova com uso de um punção até o rompimento (fratura) deste material. A profundidade em que o punção alcança até a fratura da chapa é denominado índice *Erichsen* (IE), sendo este um parâmetro comumente utilizado para representar a conformabilidade de uma chapa de aço (ERICHSEN, 1914; CHEMIN ; MARCONDES, 2002; MADEIRA; MODENESI, 2010), Figura 12.

Figura 12- Representação do ensaio Erichsen.

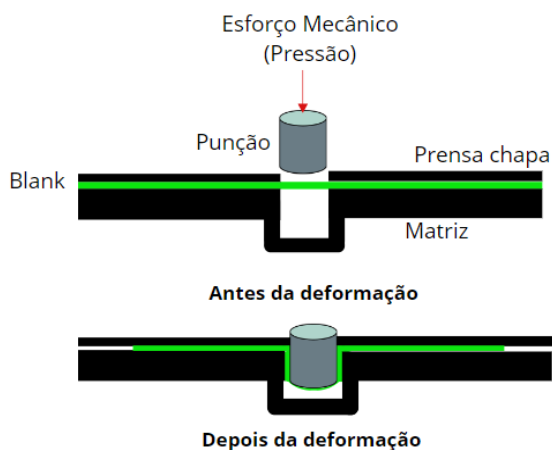


Fonte: Adaptado da ASTM INTERNATIONAL (2015).

Com o propósito de expandir a análise da estampabilidade de um aço, diversos pesquisadores foram, ao longo dos anos, criar alternativas ao ensaio Erichsen (PEARCE, 1982; NARASHIMHAN, 1996; KAFTANOGLU, 1961; KAYSELER, 1934; KOKKONEN, 1959). Posteriormente, um pesquisador, Olsen, propôs algo semelhante a este ensaio que consistia na mudança do tamanho da ferramenta. Entretanto, este procedimento possuía uma baixa precisão por causa do limite do tamanho das ferramentas, como também, a impossibilidade de assegurar uma boa fixação (OLSEN, 1920). Desta forma, surgiram outros estudos para avaliar a conformabilidade, sendo um deles o ensaio *Swift*, que utiliza a determinação da razão limite de estampagem (LDR ou RLE), que se dá pela razão entre o diâmetro máximo do esboço que estampou sem romper e o diâmetro do punção (Bittencourt, 2014).

O ensaio *Swift* é feito com uso de um punção de geometria cilíndrica, prensa chapas e matriz, onde o punção faz o esforço sobre o corpo de prova, resultando no embutimento da peça, em outras palavras, a chapa é inserida para o interior de uma matriz até que o material seja todo embutido (FOLLE; SCHAEFFER, 2017), Figura 13.

Figura 13- Representação Ilustrativa do Ensaio Swift.



Fonte: Próprio Autor.

É importante destacar que a força aplicada pela prensa chapas, especialmente em chapas de espessura menor ou igual a 1,0mm, deve ser controlada, para evitar a formação de rugas e a ruptura do material (BRESCHIANI FILHO *et al.*, 2011; KALPAKJIAN; SCHMIDT, 2003).

De forma resumida, o ensaio *Swift* consiste na deformação de chapas com formato circular, utilizando blanques ou *blanks*, com diâmetros “d” crescentes até o ponto em que não é mais possível conformar copos devido à ocorrência da fratura. Neste caso, o valor do diâmetro escolhido para a estampagem seria aquele capaz de embutir um copo sem exibir estricção localizada ou trinca. Desta forma, se define o valor da relação $d_{\text{máx}}/d_0$, onde d_0 é o diâmetro do punção e $d_{\text{máx}}$, o maior valor de diâmetro que se conseguiu estampar com sucesso, sem fratura (PENEDO, 2023).

3.7 Defeitos na estampagem

É comum o aparecimento de defeitos de estampagem como o aparecimento de rugas, que são consideradas defeitos estéticos, além de trincas que são vistas como defeitos críticos que inviabilizam a peça, embora existam outros como a estricção, ondulações e perda das tolerâncias dimensionais (COSTA, 1987).

Os principais defeitos detectados na estampagem são originados de falhas pré-existentes na peça. No entanto, podem surgir falhas durante a etapa de criação de projetos, na fabricação de ferramentas e até mesmo no armazenamento das ferramentas que serão utilizadas. Portanto, algumas imperfeições podem ser caracterizadas através de variações na espessura da chapa, desprendimento do fundo (raio de curvatura menor no punção), obtenção de produtos com forma abaulada decorrente do desgaste da ferramenta, oxidação do material ou características microestruturais de uma liga específica, além da ruptura do fundo (FARIA, 2019). O contato direto da ponta do punção com o fundo da chapa permite a aplicação de uma força compressiva que induz ao material o estiramento radial, reduzindo assim a sua espessura. Ademais, na região da parede do copo, o contato constante da chapa com a matriz e o funcionamento reduzem ainda mais a tensão no sentido longitudinal, resultando em um afinamento superior ao verificado no fundo (MAGNABOSCO; OLIVEIRA, 1994).

Na Figura 14 podem ser observadas representações de alguns desses defeitos identificados durante o processo de estampagem.

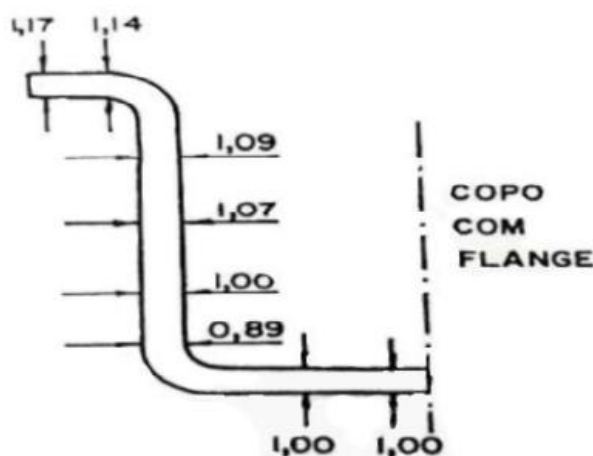
Figura 14- Defeitos na estampagem.



Fonte: FARIA (2019).

Vale ressaltar que na operação de estampagem, existem vários fatores que são decorrentes dos estados de tensões nas diferentes regiões de um material metálico. Durante o processo de conformação, a paredes do copo deformado exibe espessura variável. Geralmente, o fundo tende a manter a espessura original do disco utilizado, em contrapartida, as laterais tendem a ser mais espessas na borda, assim como mostrado na Figura 15 a partir do esquema da estampagem de uma chapa com espessura inicial de 1,0 mm. Na região superior a borda existe uma tensão de compressão mais elevada, já na parte inferior da lateral a tensão de tração é maior (FILHO, 1997).

Figura 15- Variação típica da espessura de uma chapa de 1,0 mm em uma operação de embutimento.

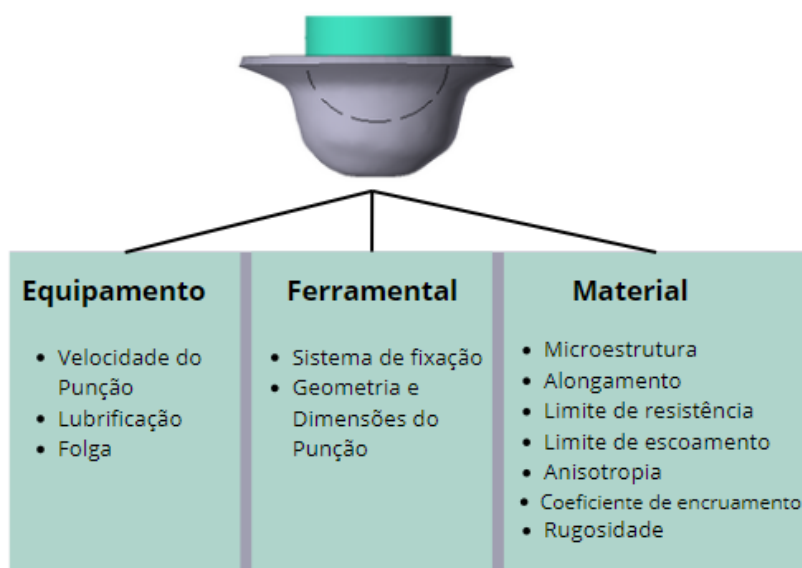


Fonte: FARIA (2019).

3.8 Variáveis de processamento

Nos processos de fabricação de uma peça estampada, existem diversas variáveis que podem afetar a estampabilidade de um material, como o tamanho e o formato da ferramenta movida, o material da ferramenta, a velocidade de deslocamento da ferramenta, a estratégia de conformação, a força de fixação do prensa-chapas, a temperatura de estampagem, dentre outros (TIBURI, 2007). Como exemplo, é relatado na figura 16, algumas dessas variáveis que são atreladas ao processo de estampagem.

Figura 16- Algumas variáveis de conformação mecânica.



Fonte: Adaptado de LUÍS *et al.* (2022); CARDOSO (2022) e PLAUT *et al.* (2011).

Durante a produção de peças que exigem contato significativo entre a ferramenta e o material, torna-se importante considerar a influência do atrito na conformabilidade de um material, além do controle do processo de fabricação das ferramentas de modo a reduzir o desgaste, por exemplo, das matrizes (CERETTI; FIORENTINO; GIARDINI, 2008). Além disso, Stürmer (2022) afirma que as propriedades tribológicas afetam a rugosidade, a quantidade de lubrificação e as folgas entre as ferramentas, assim como o aquecimento das mesmas, afetando, assim, a qualidade do produto.

Uma vez que existe uma relação entre o atrito e a velocidade, pressão e temperatura, é necessário destacar que, quando a velocidade do deslizamento aumenta, o atrito geralmente é reduzido devido ao aumento de temperatura na interface de contato, o que pode permitir a formação de óxidos, além de reduzir a tensão de cisalhamento. Além do mais, como uma grande porção da energia produzida entre a peça e a ferramenta é convertida em calor, o restante desta

de energia é destinado à deformação do material, possibilitando a geração de uma nova superfície, além da criação de defeitos nos materiais que estão em contato (LUIZ *et al.*, 2022).

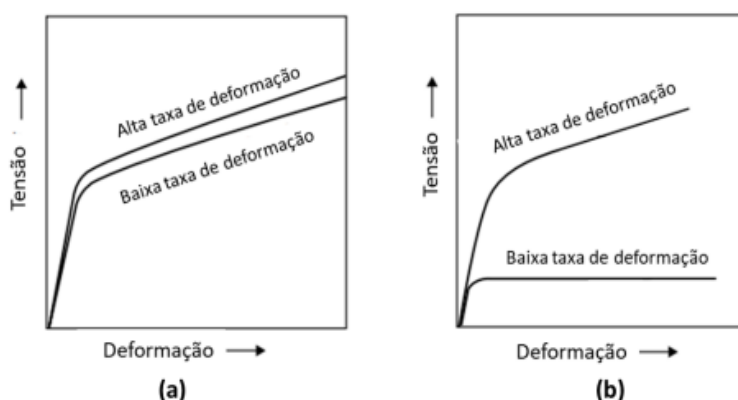
Adicionalmente, quando a movimentação da ferramenta aumenta pode ocorrer o acréscimo da temperatura, ocasionando uma dilatação dos picos da rugosidade do material e consequentemente, elevar o atrito, devido à presença de uma superfície mais deformada, fazendo com que a força necessária para mover estes picos aumente (CERETTI; FIORENTINO; GIARDINI, 2008).

Sabe-se ainda que na conformação, a velocidade de processamento de um material durante a estampagem influencia o arranjo, a quantidade (arranjo) das discordâncias. Diante disso, quanto maior for a taxa de deformação, maior tende a ser a tensão necessária ao escoamento de um material (MACHADO, 2018). Portanto, materiais que exibem menor resistência ao escoamento contribuirá para a redução das tensões existentes entre as ferramentas, com menor desgaste das mesmas.

É importante que essa influência da mudança na taxa de deformação com o acréscimo da resistência mecânica de um material em processamento depende da temperatura em que o material é deformado plasticamente (COELHO, 2008; MACHADO, 2018).

Caso um material seja deformado em temperatura elevada sob baixa taxa de deformação, é possível ocorrer mecanismos de difusão, recuperação e/ou recristalização, contribuindo para a movimentação discordâncias, reduzindo assim, o aparecimento de defeitos causados pelo endurecimento. Já sob alta taxa de deformação o tempo já não é considerado suficientemente para precaver este fenômeno de endurecimento. Logo, a tensão aumenta à medida que o material é deformado, como mostrado na Figura 17 (BUENO, 2023).

Figura 17- Influência da temperatura na intensidade do endurecimento decorrente da mudança na taxa de deformação em uma curva tensão-deformação.



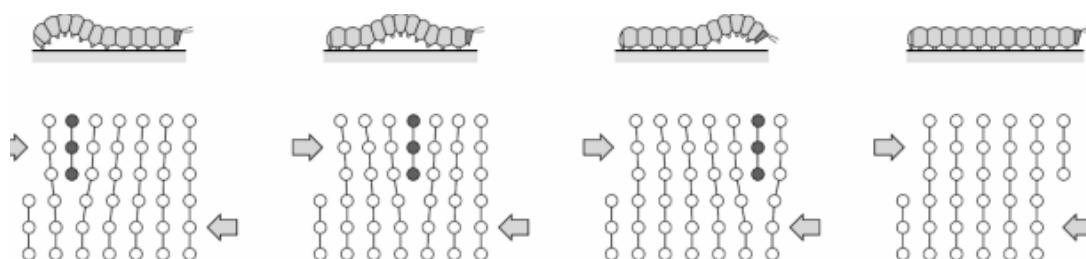
Legenda: (a) Baixa temperatura; (b) Alta temperatura.

Fonte: BUENO (2023).

Como o encruamento é outro fator importante durante a conformação mecânica a frio, ou seja, abaixo da temperatura de recristalização, (CORRÊA, 2004; MEYERS; CHAWLA, 1982). Em condições de deformação plástica sob temperatura baixa, as discordâncias presentes em um material obstruem a movimentação de outras linhas de discordâncias. Já em temperaturas mais altas, a mobilidade dessas discordâncias é facilitada, devido, por exemplo, à menor probabilidade de uma discordância impedir a movimentação de outra (SILVA; GUEDES, 2014).

Como a deformação plástica é associada com as interações interatômicas que são constantemente feitas, desfeitas e posteriormente refeitas, o resultado é a movimentação das discordâncias e, conseqüentemente, a deformação plástica de um material, como representado na Figura 18. A habilidade de um material de deformar plasticamente está diretamente associada com a sua resistência mecânica, sendo o encruamento relacionado com a redução da mobilidade de discordâncias (BOEIRA, 2007).

Figura 18- Representação da movimentação de discordância.



Fonte: BOEIRA (2007).

Desta maneira, dependendo do nível da redução das discordâncias, podem ocorrer alterações na microestrutura, como a mudança na forma dos grãos, resultando em um aumento significativo de contornos de grão por unidade de área, o que contribui para o aumento de sítios nucleadores de discordâncias, além de oferecer mais obstáculos à movimentação das discordâncias durante um processo de deformação plástica. O surgimento destas deformações promoverá um aumento da energia interna do material, desempenhando uma função primordial no desenvolvimento microestrutural e na formação da textura (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004). Além do mais, uma das formas que essa energia armazenada é encontrada dentro reticulado cristalino, é por meio de vacâncias, maclas, falhas de empilhamento e discordâncias. Nas quais vão influenciar na conformação mecânica do material (ARTHUSO, 2013; GHASRI-KHOUSANI; MCDERMID, 2017).

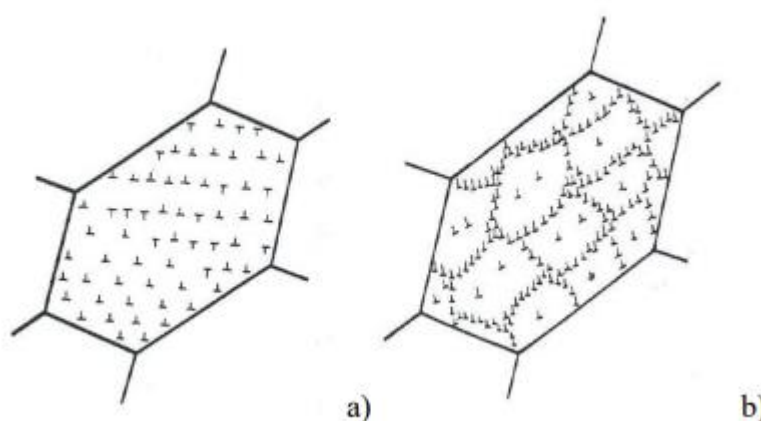
Dentre as formas de armazenamento dessa energia, a energia de falha de empilhamento é uma das propriedades que fornece grande impacto no estudo dos materiais de estrutura cúbica de faces centradas (CFC), essa propriedade vai influenciar os mecanismos de deformação que podem ser ativados quando a energia é baixa, como a ativação do efeito TRIP (*transformation-induced plasticity*) e do efeito TWIP (*twinning-induced plasticity*) durante a deformação plástica de aços. Os mecanismos que demonstram estes efeitos trazem alguns benefícios como a obtenção de diversas ligas que possuem combinações desejáveis de resistência mecânica e ductilidade (NAVA; CASTILLO, 2017). A existência de planos e direções preferenciais para que ocorra o deslizamento de planos atômicos, ou seja, ter caminhos mais propícios para sua movimentação (PENEDO, 2023; BRESCIANI, 2011) é um desses mecanismos de deformação plástica de um material. Já o segundo mecanismo é a maclação, na qual ocorre quando parte do cristal que é deformado possui o mesmo reticulado da região original, ou seja, ocorre quando uma porção do cristal tem a sua orientação alterada (quando a orientação é diferente da orientação restante da rede cristalina), neste mecanismo, a movimentação dos planos segue um determinado padrão, o que não é visto no escorregamento, devido à orientações preferenciais presentes (CHAWLA; MEYERS, 1985; DIETER, 1981).

Os mecanismos citados são fatores importantes para determinação da EFE (energia de falha de empilhamento) (PENEDO, 2023). Os materiais com baixa EFE têm baixa mobilidade das discordâncias devido à dificuldade que elas têm em mudar os planos de deslizamento, por meio do mecanismo do deslizamento cruzado. Já em metais com alta EFE, a subestrutura formada durante a deformação contém regiões com alta e baixa densidade de discordâncias devido à facilidade de ocorrer diferentes mecanismos de movimentação das discordâncias. Essa facilidade pode ser relacionada com a temperatura (energia) presente na deformação plástica, facilitando a movimentação das discordâncias. Logo, caso haja um decréscimo da temperatura durante a deformação, resultará em níveis de densidade de discordâncias mais elevados, como também auxiliará na formação de arranjos celulares de discordâncias menores e mais bem definidos (ARTHUSO, 2013; GHASRI-KHOUSANI; MCDERMID, 2017).

Enfim, a densidade e a distribuição destes defeitos gerados na deformação são associadas com alguns fatores, como a estrutura cristalina, a natureza química, o tamanho e a forma dos grãos iniciais e as condições de deformação (temperatura e a taxa de deformação). Neste caso, uma das variáveis que interferem na distribuição e na densidade das discordâncias de uma amostra deformada, é a energia de falha de empilhamento (EFE), principalmente para os aços com estrutura cúbica de faces centradas (CFC) (ARTHUSO, 2013; GU *et al.*, 2018; LENG *et al.*, 2023; LI *et al.*, 2023).

Para um aço com estrutura CFC e com baixa energia de defeito de empilhamento (EDE) quando deformado por meio de ensaio de tração, laminação ou forjamento, as discordâncias presentes possuem uma baixa mobilidade, por causa da grande distância entre as discordâncias parciais. Este motivo faz com que haja uma dificuldade para ocorrência de fenômenos de escorregamento cruzado (*cross-slip*) e escalagem (*climb*) de discordâncias, devido à baixa mobilidade das discordâncias geradas na deformação, permitindo uma distribuição homogênea na microestrutura. Por outro lado, metais e ligas com estrutura CCC, quando deformados plasticamente na temperatura ambiente, apresentam discordâncias dissociadas em parciais próximas umas das outras, o que facilita a ocorrência de escorregamento cruzado e a escalagem, implicando em discordâncias com alta mobilidade, possibilitado a aniquilação de discordâncias vizinhas de sinal oposto (PADILHA, 2000). Na Figura 19 é revelada esquematicamente a subestrutura de discordâncias para metais com alta e baixa energia de falha de empilhamento (PENEDO, 2023). Além disso, metais e ligas com alta energia de defeito de empilhamento tendem a apresentar uma distribuição heterogênea de discordâncias, devido à facilidade de possuir uma maior mobilidade de suas discordâncias. Em contrapartida, materiais com baixa mobilidade tendem a possuir uma distribuição mais homogênea, devido à distância entre as discordâncias ser maior (PADILHA, 2000).

Figura 19- Representação de um grão e da subestrutura de discordâncias para metais com alta e baixa energia de falha de empilhamento EFE .



Legenda: (a) Material de baixa EFE - (b) Material de alta EFE.

Fonte: PENEDO (2023).

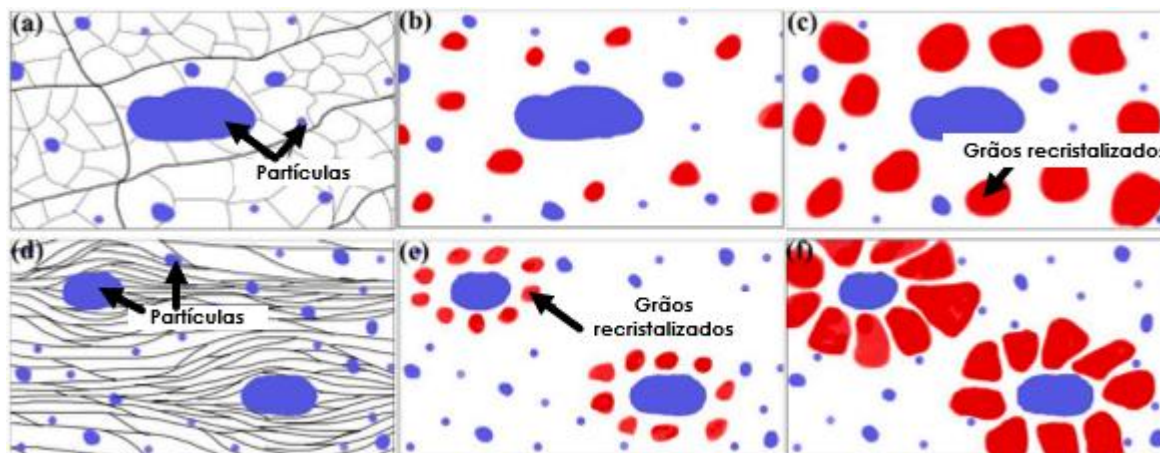
Desta forma, em materiais com baixa EFE, as discordâncias dissociadas têm baixa mobilidade por estarem muito afastadas umas das outras. Consequentemente isso implica em

dificuldade para ocorrência de fenômenos de escorregamento de discordâncias e para materiais com alta EFE, as discordâncias dissociadas possuem maior mobilidade por estarem mais próximas umas das outras (PENEDO, 2023).

De modo análogo à orientação cristalográfica preferencial, o respectivo arranjo subestrutural assumido pelas discordâncias (MONTEIRO *et al.*, 2019) também influencia na validação das propriedades mecânicas assumidas por um material. Aços que exibem diversos sistemas de deslizamento e alta energia de defeito de empilhamento têm a probabilidade de formar um arranjo celular de discordâncias após a deformação plástica. (FILHO, *et al.*, 2001). Esses arranjos vão acarretar heterogeneidade na estrutura cristalina, pois diferentes regiões de um grão, podem rotacionar de várias formas durante o deslizamento de planos atômicos, promovendo locais preferenciais para nucleação (PADILHA; SICILIANO JUNIOR, 2005), devido à presença de uma maior densidade de discordâncias. Além disso, o crescimento de grãos em regiões isentas de deformação, pode acarretar na redução de defeitos por meio das migrações das discordâncias, gerando uma redução da resistência mecânica e o aumento da ductilidade de um material. (LIMA, 2018).

No estudo de Chen *et al.* (2024), à medida que a deformação aumenta, a região de deformação formada em torno das partículas tende a ser maior, principalmente em grãos mais grosseiros. Estas zonas formadas proporcionam locais propícios para a nucleação. Consequentemente, a textura de recristalização será afetada, por causa do crescimento dos grãos formados em diferentes locais de nucleação. Na Figura 20 é exibido o ciclo de recristalização de um material processado a frio, sendo a quantidade de deformação aplicada nos trechos a - c menor que nos trechos d - f. Neste caso, é possível ver diferenças dos resultados. Nos trechos a - c são observados uma deformação menos intensa em relação ao trecho d - f. Uma vez que com o aumento da deformação, o tamanho médio das partículas gradualmente tende a diminuir, e a densidade numérica de partículas menores aumenta de forma exponencial.(CHEN *et al.*, 2024).

Figura 20- Esquema representativo da evolução microestrutural em um processo de trabalho a frio.



Legenda: Itens (a e d) processo de nucleação, (b e e) processo de crescimento e (c e f) processo de recristalização.

OBS: (a - c) menor intensidade de deformação e (d - f) maior intensidade de deformação.

Fonte: Adaptado de CHEN *et al.* (2024).

Liu *et al.*(2019), propuseram um modelo em que as discordâncias presentes em um reticulado cristalino podem ser usadas para prever a nucleação de trincas, e o acúmulo dessas discordâncias pode ser considerada a causa inicial de uma microfissura. Logo, essas discordâncias são as responsáveis pela evolução de uma microestrutura, sendo a mesma governada por mecanismos de geração, imobilização, recuperação e aniquilação de outras discordâncias (SHANTHRAJ; ZIKRY, 2011).

Destaca-se ainda que na maioria das vezes o processo de recristalização, a transformação de fase e deformação, não ocorrem de maneira randômica (aleatória), tal fato mostra que as orientações podem reduzir a energia de interface, concomitantemente, podendo ocasionar a diminuição da energia de ativação da nucleação (ANDRADE, 2020).

No processo de conformação mecânica é indispensável avaliar o histórico de deformação de um material, pois a sua resposta está conectada com a sequência e com a quantidade de deformação, os arranjos específicos de discordâncias, suas orientações cristalográficas preferenciais, dentre outros aspectos (YANG; WIDIANTARA; KO, 2018). Um exemplo claro desta influência está relacionado com a quantidade de passes, que o material é submetido na laminação, o que afeta diretamente o alongamento e os valores de anisotropia, como também a uniformidade da microestrutura (CHEN *et al.*, 2024).

Desta maneira, alguns estudos (ENGLER; HIRSCH, 1996; WANG *et al.*, 2018) revelaram relações da conformabilidade do material com a microestrutura e a distribuição da textura. Entretanto, existem outros parâmetros que podem influenciar essa propriedade como

os componentes de textura, a intensidade da orientação, tamanho de grão e a homogeneidade de uma estrutura (CHEN *et al.*, 2024).

Como na conformação mecânica, o material pode assumir orientações preferenciais, ou seja, uma textura cristalográfica, que consequentemente vai acarretar em variações nas propriedades mecânicas e em outras características, como, por exemplo, a rugosidade, quando ela demonstrar um aumento de seu alongamento, tende a resultar em maior alongamento uniforme (AU%) em determinada direção. De forma concomitante, o material também tende a apresentar um coeficiente de atrito mais elevado nessa mesma direção, devido a maior superfície de contato entre as superfícies (LUIZ *et al.*, 2022).

Tanto Yang *et al.* (2023), assim como Zhang *et al.* (2024), afirmam que o aquecimento afeta a intensidade da textura. Yang *et al.* (2023) atestam que o aquecimento modifica a evolução da textura de deformação, sendo a intensidade dessa alteração uma função da sensibilidade do deslizamento prismático com a temperatura. Este deslizamento desempenha a preferência no processo de deformação do material. À medida que temperatura aumenta, a tensão de cisalhamento resolvida crítica tende a reduzir, acionando o sistema de deslizamento piramidal, que proporciona a rotação do eixo dos grãos perpendicularmente à direção de tração (YANG *et al.*, 2023).

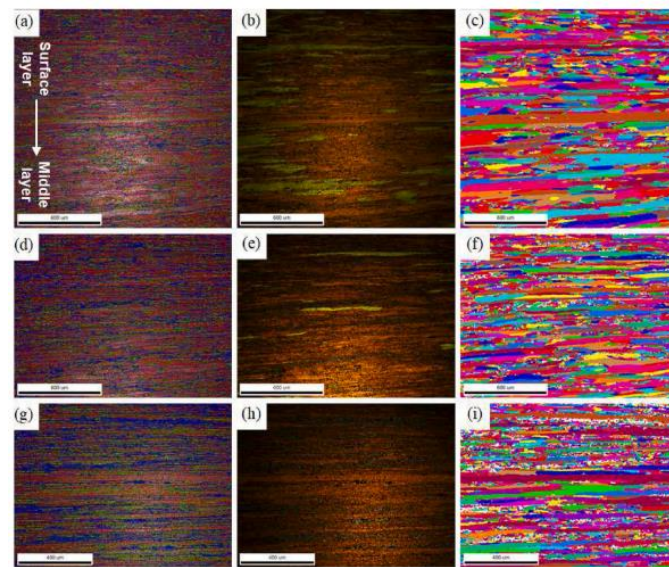
3.9 Textura Cristalográfica

FERNANDES, 2007; FERREIRA FILHO *et al.*, 2008; LIMA, 2018 e MATHEUS, 1999 verificaram a influência térmica na evolução da textura de deformação, ocasionando a transição de fase e/ou auxiliando na recristalização, onde os metais avaliados são aço microligado, aço AISI 430, Aço Twip Alto Manganês e aço livre de interstício. Além do mais, quando submetidos em temperaturas elevadas, ocorre a ativação de sistemas de deslizamento, facilitando o desenvolvimento de novas texturas.

O estudo realizado por Chen *et al.* (2024), averiguou a partir da análise por EBSD que a microestrutura de uma chapa metálica laminada a frio, que os grãos são alongados ao longo da direção de laminação e os grãos na camada superficial são mais finos do que aqueles na camada intermediária. Além disso, à medida que a laminação a frio aumenta, a diferença entre a microestrutura das camadas superficial e intermediária diminui gradativamente, como também acarreta um aumento dos subgrãos com uma maior desorientação angular. Inclusive, se aumenta a quantidade de deformação, a recuperação do material também tende a ser menor, assim como mostrado na Figura 21.

Esses autores investigaram ainda a distribuição da textura nas chapas da liga Al-Mg-Si-Zn sob diferentes valores de deformação, constatando que a intensidade da orientação da textura de deformação, tende a definir com o acréscimo da deformação por laminação a frio, fazendo com que a textura de recristalização se torne uma textura de deformação. Ressalta-se que se a deformação for consideravelmente baixa, a transformação completa da textura de recristalização não será alcançada.

Figura 21- Mapas EBSD da liga Al-Mg-Si-Zn Laminada a frio.



Legenda: (a)(d)(g) reconstrução de limites da chapa; (b)(e)(h) microestrutura de grãos da chapa; (c)(f)(i) microestrutura dos grãos das chapas.

Fonte: Adaptado de CHEN *et al.* (2024).

O conhecimento do desenvolvimento de uma orientação cristalográfica preferencial em processos de laminação a frio é essencial, como ressaltado por diversos pesquisadores (YANG; WIDIANTARA; KO, 2018; ZHANG *et al.*, 2017). Esses autores observaram que os grãos tendem a rotacionar durante o processo de deformação, e o aumento da intensidade de deformação ocasiona a deflexão das direções das fibras, sendo isso mais intenso nas regiões mais próxima ao limite do grão em relação à orientação original (CHEN *et al.*, 2024). Logo, a quantidade de deformação é diferente em ponto do material, como, por exemplo, a textura presente no centro da chapa laminada tende a exibir forte fibra de deformação em relação à textura desenvolvida próxima à superfície, sendo importante mencionar ainda que dependendo da quantidade de deformação aplicada, pode ocorrer diferença no desenvolvimento de uma orientação cristalográfica preferencial em determinadas direções e planos.

CHEN *et al.*, 2024 utilizaram o aço inoxidável ferrítico AISI 430 estabilizado com nióbio, e percebeu que quando ocorre uma redução próxima a 35%, em uma operação de laminação, as componentes $\{111\} \langle 112 \rangle$ são mais fortes, em contrapartida às componentes $\{001\} \langle 110 \rangle$. Já para deformações superiores a 75%, a fibra é fortalecida ao longo de toda a espessura da tira, especialmente na região central, sendo as componentes $\{011\} \langle 110 \rangle$ e $\{112\} \langle 110 \rangle$ as mais presentes. Além disso, o número de passes na laminação afeta o alongamento e os valores de anisotropia, como também a uniformidade da microestrutura (CHEN *et al.*, 2024).

3.10 Anisotropia

Os aços inoxidáveis da classe ferrítica são tipicamente empregados em indústrias de linha branca e civil, onde existe a necessidade das operações de embutimento e estiramento. Nestes processos, defeitos podem ser observados como a formação de estrias na superfície. Por isso, um dos fatores que influencia as propriedades de um produto é a orientação cristalográfica. Desta forma, os fatores associados à definição de uma orientação cristalográfica final de um produto conformado é função da orientação cristalográfica inicial assumida antes da operação de deformação, da temperatura em que o material foi submetido, do método de fabricação escolhido para a conformação, dentre outros fatores (COSTA, 2006; SILVA JUNIOR, 2008).

A anisotropia pode ser compreendida como a predominância de uma determinada direção cristalográfica, auxiliando no desenvolvimento de orientações, texturas decorrentes dos escorregamentos planares e dos processos de formação de maclas e dependentes do tipo de estrutura cristalina e do mecanismo de deformação (HONEYCOMBE, 1985; JOHNSON; MELLOR, 1973).

Em operações de embutimento profundo é desejável que o material estampado apresente menor variação de espessura possível, e ainda, como a anisotropia possui uma influência nas deformações no sentido da laminação, assim como nas direções transversais, torna-se indispensável possuir um conhecimento mais aprofundado sobre esta variável. Principalmente por estarem associados com a resistência à fluência do material (APERAM, s.d.).

Com o intuito de estudar a estampabilidade do aço AISI430 com o nióbio na composição, investigou-se por meio da laminação a frio os efeitos do tamanho de grão na estampabilidade profunda do material. Estas amostras foram tratadas termicamente (recozimento) para promover o crescimento de grãos cristalizados. A caracterização deste estudo, consiste na difração de raios X, na microscopia óptica e na difração de elétrons retroespalhados para a determinação dos efeitos estruturais com a textura cristalográfica. Também foram realizadas

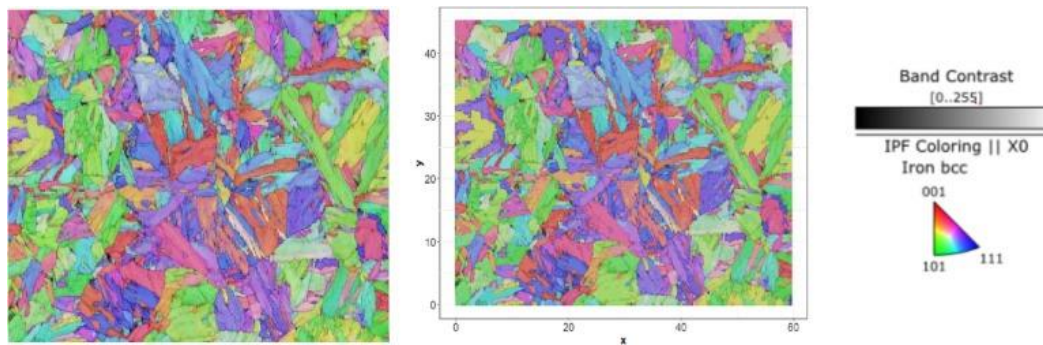
caracterizações mecânicas como ensaios de tração para determinação dos coeficientes de anisotropia planar (ΔR) e normal (r), para a investigação da estampabilidade do material. Nesta pesquisa percebeu-se que a elevação do tamanho de grão pode promover um aumento das fibras γ , como também possibilita ocorrer a redução das fibras tetas, nas quais afetam a superfície da espessura do metal. Além do mais, no estudo observa-se que no centro da espessura que a fibra γ se manteve, em contra partida, a fibra teta obteve uma redução de sua intensidade. Levando a perceber que a textura gerada pelo crescimento do tamanho de grão, elevou o coeficiente de anisotropia (r) em todas as direções analisadas e reduziu o coeficiente de anisotropia planar. Este Resultado, faz com que a conformabilidade pode ser melhorada por meio do crescimento do grão. Embora, quando chega a um determinado valor de tamanho de grão, a conformabilidade cai, pois o efeito afeta de forma mais intensa os componentes da fibra γ , fazendo o coeficiente de anisotropia abaixar, ocasionando redução da estampabilidade devido a redução da capacidade de deformar (MOURA; BARBOSA; OLIVEIRA, 2020).

No trabalho de Schmidová *et al.* (2023) foram determinadas as condições microestruturais que levam à falha de um material em relação à intensidade do reforço aplicados no mesmo, avaliando a anisotropia de uma peça estampada (carroceria de um carro). O desenvolvimento dos componentes da textura que foram induzidos pela deformação até a fratura da região estampada foram avaliados por meio de mapas de polos inversos (EBSD). Com o intuito de quantificar a evolução da fração das fibras γ e α com a intensidade do fenômeno de afinamento do metal, as cores escolhidas nestes mapas foram atribuídas de acordo com os componentes RGB (sistema de cores, que consiste na combinação das cores vermelho, verde e o Azul) predominante. Ressalta-se ainda, que o aumento da intensidade de deformação pode gerar uma heterogeneidade das micro deformações. Consequentemente, tais deformações foram relacionadas às mudanças cristalográficas dentro dos grãos e com a densidade das discordâncias, revelando a influência dos grãos menores na direção em que se observa o acréscimo da densidade de discordâncias.

Uma forma de entender a orientação dos planos cristalográficos é através do uso de figuras de polo inverso, onde cada grão é identificado por características únicas, por meio da cor e dos limites, que são especificados por coordenadas, conforme demonstra a Figura 22. É importante frisar que, nesta análise, considera-se que cada grão pertence a um único tipo de fase. Esses mapas são essenciais para a compreensão da anisotropia em uma amostra. Adicionalmente, foi utilizado o sistema RGB (*Red Green Blue*), que se baseia nas cores primárias: vermelho, verde e azul. As combinações dessas cores resultam nas seis tonalidades que são representadas na

Figura 22, essas cores são representações das interações dos planos cristalográficos. Neste caso, a cor preta indica a ausência de sinal em determinadas áreas, destacando os limites dos grãos (BRUNO *et al.*, 2024). Esse método é fundamentado na identificação das diversas orientações que as fases podem assumir em planos e direções específicas, sendo avaliado com base na qualidade da imagem (QI), no contraste da banda (BC), no índice de confiança (CI) e na inclinação da banda (BS) (GAZDER *et al.*, 2014).

Figura 22- Mapas de anisotropia de grãos através de figura de polo inversa.

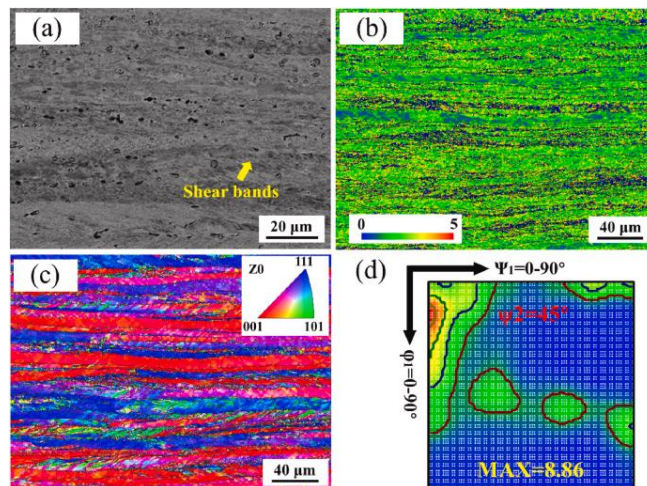


Fonte: BRUNO *et al.* (2024).

Por meio do estudo de Meng *et al.* (2024) que utilizaram o EBSD em um aço inoxidável ferrítico AISI 430 submetido à uma operação de laminação a frio, foi observada a formação típica de fibras, assim como o alongamento das mesmas devido à laminação, Figura 23(a). Esses autores identificaram ainda a não uniformidade na deformação, por causa da aparição de grãos aparentemente lisos e outros que demonstravam rugosidade, sendo percebida ainda a formação de bandas de cisalhamento em regiões de granulometria grosseira, na orientação de aproximadamente 30 - 40° ao longo da direção de laminação. Já na Figura 23(b) é revelada a presença de um diagrama de desorientação que está relacionado com a densidade de discordâncias do material laminado, sendo o nível desta distorção do grão intensificado com o aumento do número de defeitos. Consequentemente, estes defeitos e distorções auxiliam no armazenamento de energia, resultando na formação de locais propícios à nucleação de novas discordâncias. Com o EBSD é revelada a orientação preferida deste aço laminado a frio, a qual consistia na orientação $\{111\}$ e $\{001\}$. E por fim, na Figura 23 (d) nota-se que houve a formação de uma textura forte da fibra $\alpha <111>$ e uma textura fraca da fibra $\gamma <111>$ na chapa laminada a frio. Além disso, no diagrama KAM (*Kernel Average Misorientation*) presente na Figura 23 (c) quantifica a diferença da orientação local em um ponto da amostra, ou seja, calcula a média das diferenças de desorientação entre um ponto central e seus vizinhos. Logo, à medida que a

quantidade de discordâncias aumenta, maior tende a ser a diferença de orientação numa região específica, o que resulta no maior valor de KAM quando o material é deformado. Deste modo, pode-se afirmar que esta análise é uma ferramenta que pode ser usada para a quantificação do encruamento, sendo relacionada com a densidade de discordâncias no local (BARBOSA, 2003).

Figura 23- Microestrutura do espécime laminado a frio.



Legenda: (a) imagens BSE; (b) diagrama KAM; (c) mapa IPF; (d) microtextura em $\psi_2 = 45^\circ$.

Fonte: MENG *et al.* (2024).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta seção são descritos os procedimentos experimentais e o material que são adotados para a realização do trabalho proposto, para atender aos objetivos geral e específicos.

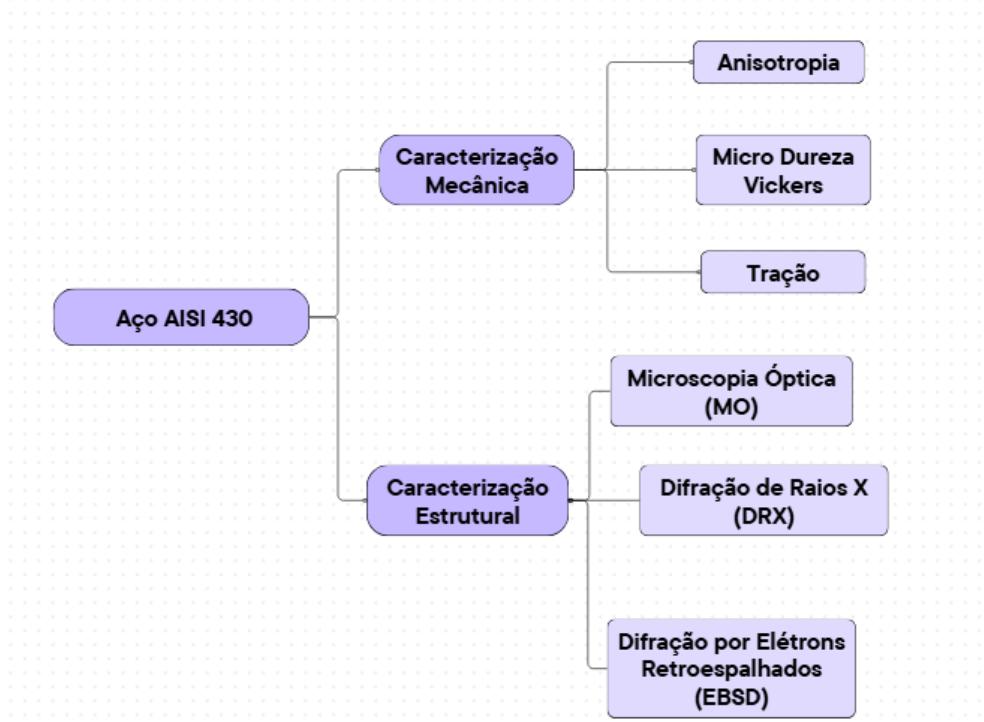
4.1 Material

O material escolhido é o aço inoxidável ferrítico AISI 430, que tem uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), no formato de chapas com espessura de 0,6 mm aproximadamente, que foi laminado a frio. Este material foi cortado na forma de tiras para o teste Nakazima, círculos para o ensaio de estampagem por embutimento e em retângulos para os ensaios mecânicos de tração, anisotropia e dureza.

4.2 Esquemas do procedimento Experimental

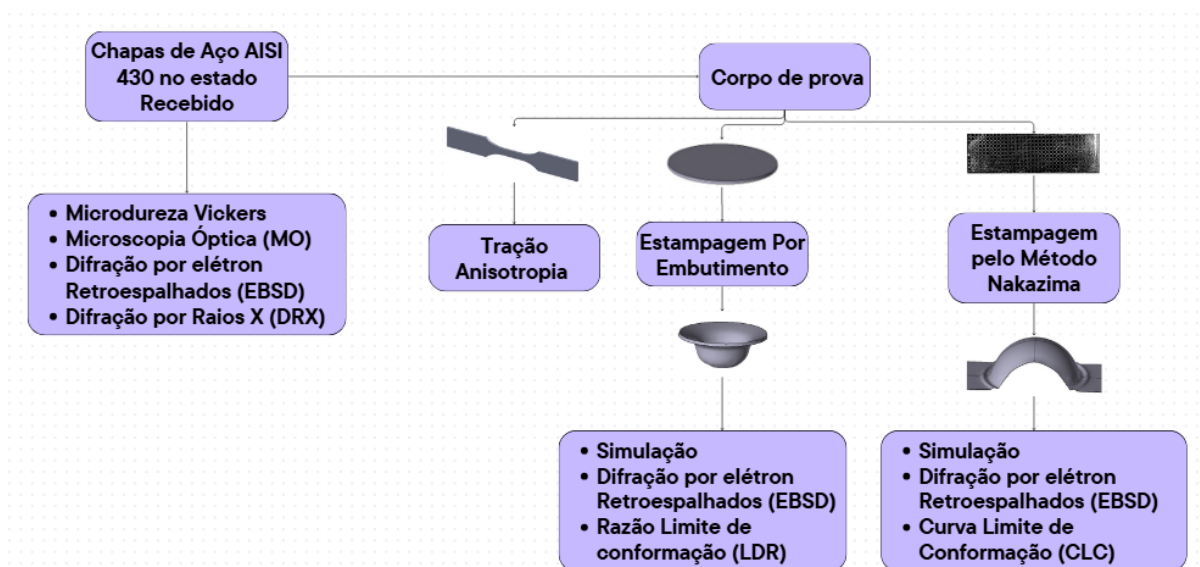
A representação dos procedimentos experimentais adotados neste trabalho é relatada nas Figuras 24 e 25.

Figura 24– Rota de caracterização do Aço AISI 430 antes da Estampagem.



Fonte: Próprio autor.

Figura 25- Rota de caracterização geral do Aço AISI 430.



Fonte: Próprio autor.

4.3 Métodos

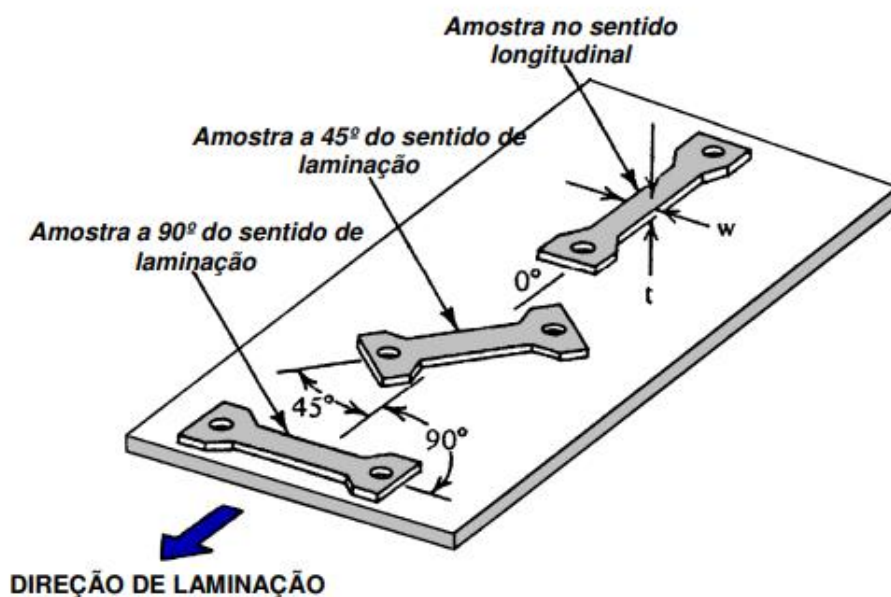
Nesta seção são descritos os procedimentos experimentais utilizados para a execução deste projeto de pesquisa.

4.3.1 Caracterização Mecânica

4.3.1.1 Tração

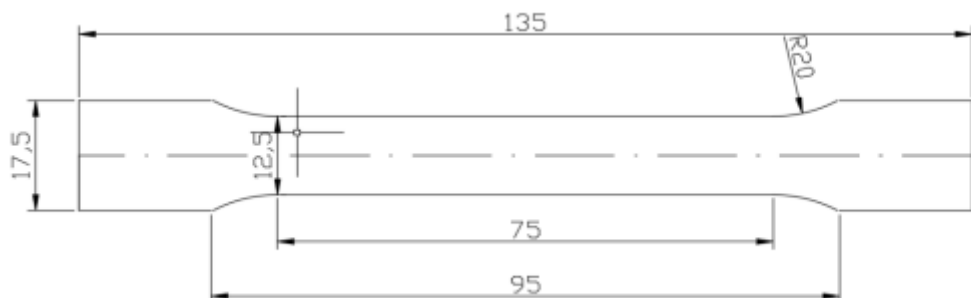
A caracterização mecânica contemplou a realização de ensaios de tração com uso de corpos de provas confeccionados conforme a norma ASTM E8/E8M (2015) retirados a 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação, DL, como mostrado nas figuras 26 e 27. Esses corpos de prova foram fabricados por meio de corte por jato d'água, sendo a remoção das rebarbas feita por meio de uma lixa de 320 #.

Figura 26– As diferentes orientações das amostras em relação a direção de laminação.



Fonte: LINDEBERG (1990).

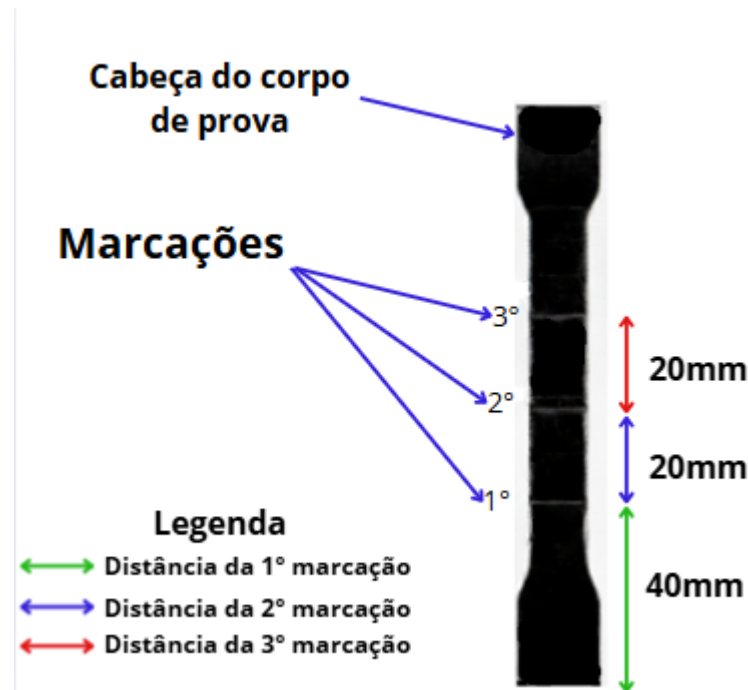
Figura 27– Dimensões da amostra para o ensaio de tração.



Fonte: NETO (2024).

A medição da anisotropia do aço AISI 430 foi realizada por meio do ensaio de tração, de acordo com a norma ASTM E 517 (2020) a partir dos corpos de prova identificados anteriormente. Estes corpos de prova receberam marcações (traços) na superfície da região do comprimento útil, por meio do uso de um marcador industrial para a medição da deformação verdadeira no comprimento, ϵ_l , e na largura, ϵ_w . As marcações superficiais nos corpos de prova foram dispostas da seguinte maneira: o primeiro traço foi feito a 40 mm em relação à extremidade do corpo de prova e os demais equidistantes de 20 mm em relação à marcação anterior, conforme ilustrado na Figura 28. Desta forma, foram medidas as dimensões antes e após o ensaio de tração.

Figura 28 - Marcações no corpo de prova.



Fonte: Próprio autor.

O ensaio de tração foi conduzido até 15% de deformação convencional, antes do início da estricção. Posteriormente, foi necessária a medição da deformação (alongamento dos traços previamente traçados nos corpos de prova) com uso de um *software* de análise de imagem para avaliar a deformação verdadeira na largura, ε_w , e no comprimento dos corpos de prova, ε_l , de modo a permitir a identificação dos fatores de anisotropia, Equação (3). Adicionalmente, fez-se a medição dos fatores de anisotropia planar, Δr , e normal média, r_m , conforme definido nas Equações (4) e (5) (BRESCIANI FILHO *et al.*, 2011; DIETER, 1981; REIS, 2002).

$$R_{0^\circ, 45^\circ, 90^\circ} = -(\varepsilon_w) / (\varepsilon_w + \varepsilon_l) \quad (3)$$

$$\Delta r = 0,5 * (R_{0^\circ} + R_{90^\circ} - 2 * R_{45^\circ}) \quad (4)$$

$$r_m = 0,25 * (R_{0^\circ} + 2 * R_{45^\circ} - R_{90^\circ}) \quad (5)$$

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina universal de ensaios Instron 5982 com capacidade de 100 kN, com uso de extensômetro mecânico do tipo agulhas com abertura de 25 mm, sendo adotada taxa de deformação inicial igual a $0,001 \text{ s}^{-1}$ e consequente velocidade de deslocamento do cabeçote da máquina universal igual a 4,5 mm/min.

A partir dos resultados obtidos no ensaio de tração foram elaboradas curvas tensão x deformação convencional, para obter os valores da tensão limite de escoamento, LE (MPa), tensão limite de resistência à tração, LRT (MPa) e o alongamento uniforme, AU (%).

A determinação do índice ou expoente de encruamento (n) foi feita por meio da conversão dos valores de tensão e de deformação convencional para valores de tensão e deformação verdadeira com uso das equações 6 e 7. Posteriormente, a partir das curvas de tensão por deformação verdadeira (foram realizados três ensaios para cada uma das direções das amostras) foram traçadas curvas de potência para identificação do expoente de encruamento pela equação de Hollomon, demonstrada na equação 8.

$$\sigma_{\text{verdadeira}} = \sigma (1 + e) \quad (6)$$

$$\epsilon_{\text{verdadeira}} = \ln (1 + e) \quad (7)$$

$$\sigma = k \cdot \epsilon^n \quad (8)$$

4.3.1.2 Ensaio de microdureza Vickers

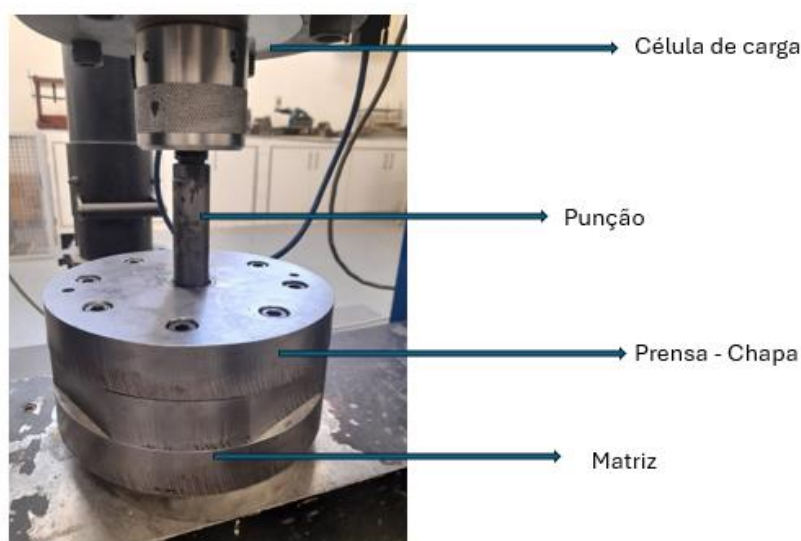
Para determinação da dureza *Vickers*, foi utilizado o microdurômetro HMV Shimadzu, modelo 2T, adotando uma carga de 0,3 kgf (300 gf) e tempo de indentação de 15 segundos, conforme norma ABNT NBR NM 188-1 (1999). A medição foi realizada no material no estado recebido, por meio de 12 medições espaçadas de 0,5 mm, onde metade destas mensurações foram realizadas no eixo longitudinal e as demais feitas no eixo transversal.

4.3.2 Estampagem

4.3.2.1 Estampagem por embutimento

A estampagem do aço AISI 430 foi feita com uso de uma matriz confeccionada por Neto (2024) (Figura 29).

Figura 29– Matriz usada na estampagem por embutimento.



Fonte: Próprio autor.

Neste caso, o diâmetro da matriz possui 30mm, enquanto o diâmetro do punção é igual a 27mm, sendo adotado raio de 7mm para a matriz e o punção. A estampagem foi conduzida em uma máquina de ensaios universais EMIC modelo DL 300kN, sendo adotada velocidade de descida do punção de 7mm/min. Ressalta-se ainda que foi utilizado um lubrificante de bissulfeto de molibdênio, com o intuito de reduzir o atrito entre a matriz e a peça, como também, entre o punção e a peça, amenizando o desgaste dos componentes e auxiliando no deslizamento do aço durante a conformação.

Os valores dos diâmetros dos blanks usados na estampagem foram previstos em estudos anteriores (ANTUNES, 2025), a partir do valor previsto para a razão limite de estampagem, LDR (*Limit Drawing Ratio*), que consiste na determinação do maior diâmetro de blank, em relação ao diâmetro do punção que é capaz de ser estampado sem ocasionar fratura, como previsto tipicamente no ensaio *Swift*, (DIETER, 1986). Segundo Pinheiro (2010), o valor do LDR para um aço AISI 430 é de aproximadamente 2,10, o que seria em torno de 56,7mm, considerando o valor do diâmetro do punção da matriz usada nos experimentos igual a 27mm.

Deste modo, fez-se a confecção de blanks circulares com os diâmetros variando de 55, 60 e 65, sendo adotadas 4 réplicas para cada valor de diâmetro. Os blanks, corpos de prova, foram marcados eletroliticamente, por intermédio do uso de uma solução gravadora e de uma malha de círculos, gerando então uma malha de círculos de 10 mm de diâmetro (Figura 30), como previsto pelas normas ASTM E643-84, NBR5902 e ISO 20482.

Figura 30- Ilustração do blank de 60 mm de diâmetro utilizado na estampagem



Fonte: Próprio autor.

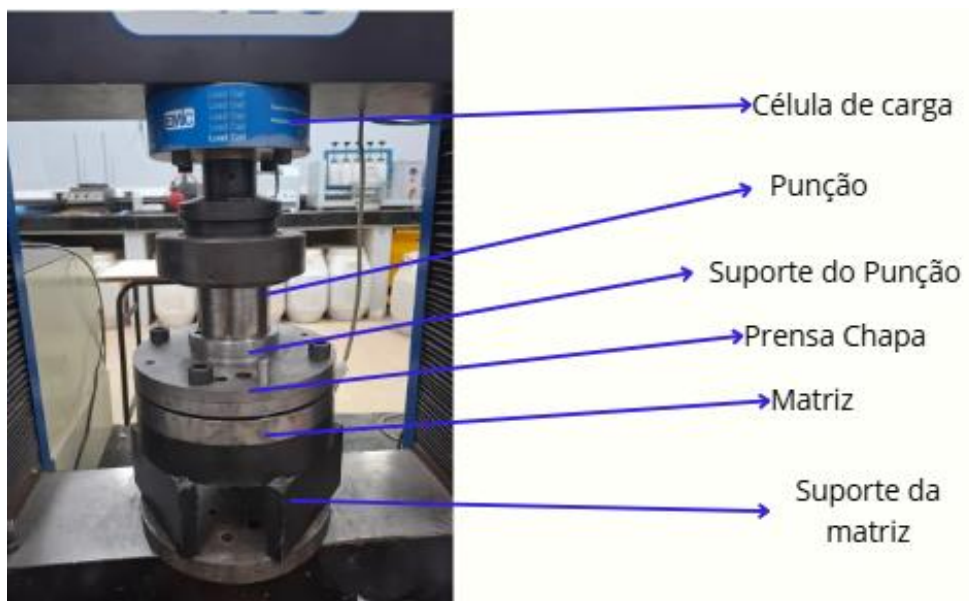
4.3.2.2 Ensaio Nakazima

O ensaio *Nakazima* visa a obtenção da curva limite de conformação, por meio da utilização de um punção hemisférico de 100mm de diâmetro e uma matriz, alterando somente a forma dos corpos de prova (suas dimensões). Neste caso, esse ensaio consiste na fixação de chapas de aço na matriz enquanto o punção é submetido perpendicularmente contra elas, similarmente como é visto no ensaio *Erichen* (RICHTER, 2003).

Considerando esse princípio, os ensaios Nakazima realizados neste estudo utilizaram blanks retangulares com comprimento fixo de 180mm, alterando a largura desde 40mm até 180mm, com incrementos de 20mm, sendo, portanto: 40mm, 60mm, 80mm, 100mm, 120mm, 120mm, 140mm, 160mm e 180mmr, ressaltando-se que a aresta de menor dimensão (largura) estava posicionada coincidentemente com a direção da laminação do material.

Na Figura 31, é apresentado a montagem dos componentes utilizados para a realização do teste Nakazima, evidenciando cada peça utilizada.

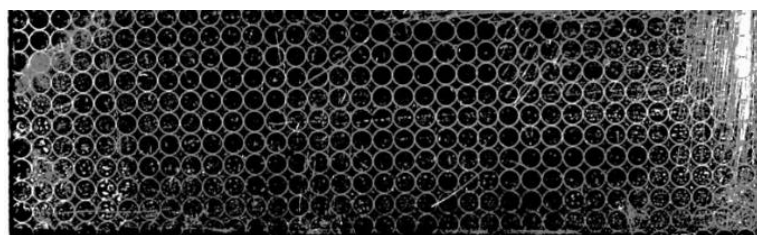
Figura 31 - Desenho da adaptação do maquinário usado no teste Nakazima.



Fonte: Próprio autor

Os corpos de prova utilizados para este ensaio, como descrito acima, são mostrados na Figura 32, os quais também receberam marcações para a medição da deformação plástica limite do aço AISI 430 neste ensaio.

Figura 32 – Exemplo corpo de prova para o ensaio *Nakazima*.



Fonte. Próprio autor

O objetivo de usar esse ensaio neste trabalho foi de permitir a criação de uma combinação de esforços mecânicos quando imposto a uma condição variando desde uma condição de estiramento puro ou uma sinergia de esforços (estiramento e embutimento), pois a variação da largura acarreta mudanças nas restrições laterais dos blanks. Desta forma, a proporção (quantidade) de material que flui em direção à parte interna da matriz na direção da largura, possibilita a simulação dos diversos esforços mecânicos submetidos ao material, desde o estiramento até o embutimento.

4.4 Caracterização Estrutural

4.4.1 Microscopia óptica (MO)

A análise da microestrutura do aço AISI 430 foi conduzida por meio da microscopia óptica (MO) mediante o embutimento a frio com uso de resina polimetilmetacrilato para facilitar o manuseio na preparação da superfície da amostra, posteriormente, a amostra foi lixada com a utilização das lixas de granulometria 240, 320, 400 e 600 mesh, a cada lixa a amostra sofreu uma rotação de 90°, sempre com lubrificação com uso de jato de água. Em seguida, fez-se o polimento em uma politriz Arotec com uso de pasta de diamante com 9 μm e 3 μm , culminando com o ataque com o reagente Villela (5 mL Ácido Clorídrico + 2g Ácido Pícrico + 100 mL Álcool Etílico), sendo adotado o ataque químico por meio de imersão da amostra na solução durante tempo de aproximadamente de 45 s.

Após o ataque, o material foi lavado com água corrente acompanhado de um processo de secagem com uso de álcool etílico para agilizar a secagem. A obtenção das imagens foi feita a partir de um microscópio óptico Fortel com sistema de digitalização Kontrol.

4.4.2 Difração de raios X (DRX)

A difração de raios X foi realizada com o propósito de confirmar a presença da fase ferrita no aço inoxidável AISI 430, além de verificar a presença de carboneto e outras fases presentes no material, servindo como guia na interpretação dos resultados da difração por elétrons retro espalhados, EBSD.

O procedimento utilizado para esta análise consistiu na utilização do banco de dados cristalográfico PDF2 (*Powder Diffraction File*) do ICDD (*International Centre for Diffraction Data*), com uso do difratômetro Shimadzu modelo XRD-7000, com alvo metálico de cobre, ângulo de varredura de 40° a 120° e o passo de 0,02°, adotando-se velocidade de varredura igual a 2°/min.

4.4.3 Difração por elétrons retroespalhados (EBSD)

A investigação da orientação cristalográfica preferencial do aço AISI 430 nos estados como recebido e após a estampagem por meio dos ensaios de estampagem por embutimento e Nakazima foi feita com uso da técnica de EBSD a partir da retirada de amostras do estado como

recebido, além de outras localizadas na região lateral do copo estampado que definiu o valor de LDR, no caso, diâmetro de blank de 60mm, e no maior blank do ensaio Nakazima, ou seja, a chapa com largura de 180mm por comprimento de 180mm e espessura inicial de 0,6mm.

Os ensaios de difração por elétrons retro espalhados, EBSD, foram realizados em um microscópio eletrônico de varredura MEV XL 30 FEG com sistema OIM de análise de dados. As análises realizadas para o corpo de prova no estado recebido foram executadas sob tensão de 20 kV, ampliação de 500 X, distância de trabalho de 15 mm, sendo feita a detecção de grãos vizinhos a partir da desorientação de grãos com ângulo de 5°, adotando área de análise de 19472,32717 μm^2 , tamanho de pixel de 0,4405 μm .

Já para a amostra estampada por embutimento profundo, foi executada por meio de uma tensão de 30 kV, com a ampliação de 500 X, a distância de trabalho de 15 mm, a detecção dos grãos vizinhos foi a partir da desorientação de grãos com ângulo de 5°, adotando área de análise de 32685,69203 μm^2 , o tamanho de pixel de 0,4395 μm .

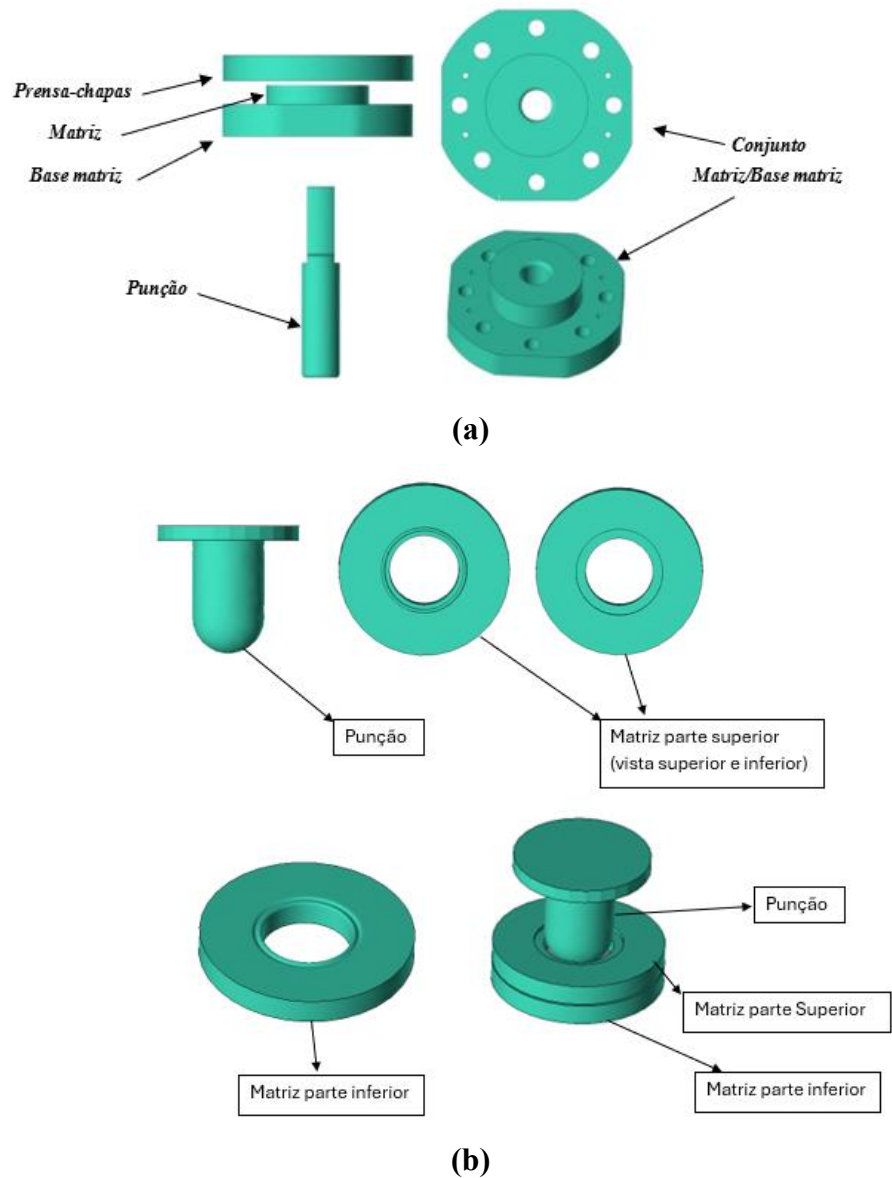
Por fim, a amostra estampada pelo método Nakazima foi executada sob tensão de 30 kV, ampliação de 500 X, distância de trabalho de 15 mm, sendo feita a detecção de grãos vizinhos a partir da desorientação de grãos com ângulo de 5°, adotando área de análise de 25333,89504 μm^2 , tamanho de pixel de 0,4415 μm .

Todas as análises foram realizadas na seção longitudinal em amostras com seção quadrada de lado 10 mm as quais foram lixadas com uso de lixas de 1200, 1500 e 2000 mesh, polidas com pasta de diamante com granulometrias de 2,5 μm e 0,5 μm e em seguida realizado o polimento vibratório durante 5 horas com uso do Buehler VibroMet 2.

4.5 Simulação Numérica

A simulação numérica foi realizada com uso do software QForm UK versão 11.2.0. Neste caso, fez-se uso das ferramentas mostradas na Figura 33, que são relativas à estampagem por embutimento e pelo ensaio Nakazima. Neste caso, o blank foi discretizado com uso de malha volumétrica 3D com elementos tetraédricos (9300 elementos volumétricos), adotando critério Hill quadrático com encruamento isotrópico e anisotropia com uso dos fatores de anisotropia obtidos experimentalmente. A simulação utilizou dados da curva de tensão-deformação verdadeira do aço AISI 430, extrapolada conforme equação de Hollomon.

Figura 33-Desenho ferramental utilizado nas simulações de estampagem.



Legenda: (a) ferramentas referente a estampagem por embutimento; (b) ferramenta referente ao ensaio Nakazima.

Fonte: Próprio autor.

Já os parâmetros de processo utilizados experimentalmente adotaram a velocidade de descida do punção igual a 7mm/min, coeficiente de atrito igual a 0,09, e força do prensa chapas igual a 0,001MN.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Composição Química.

A composição química do aço AISI 430 é descrita na Tabela 4, onde os elementos contidos estão expostos em ordem de seus respectivos teores, enquanto na Tabela 5 é apresentada a composição química típica desse aço como definido pela norma ASTM A240/A240M (2020), sendo percebida a presença de Nb como elemento em destaque no material utilizado nos experimentos deste trabalho.

Tabela 4- Composição química (% em peso) do aço AISI 430 no estado recebido.

Elemento	Sigla	Composição (%)
Cromo	Cr	16,010
Nióbio	Nb	0,412
Silício	Si	0,351
Níquel	Ni	0,134
Manganês	Mn	0,121
Vanádio	V	0,038
Carbono	C	0,029
Cobre	Cu	0,027
Fosforo	P	0,026
Alumínio	Al	0,024
Cobalto	Co	0,018
Molibdênio	Mo	0,009
Titânio	Ti	0,003
Enxofre	S	0,001

Fonte. Elaborado pelo Próprio Autor (2025).

Tabela 5- Composição química padronizada da chapa de aço inoxidável (%em peso).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
AISI 430	≤0,12	≤1,0	≤1,0	≤0,04	≤0,03	16,0-18,0	≤0,75

Fonte: ASTM A240/A240M (2020).

Segundo Chen *et al.* (2022), a utilização do nióbio no aço auxilia nas resistências à corrosão, mecânica e térmica, além de favorecer a conformabilidade, principalmente quando usado em uma microestrutura ferrítica. Além disso, Rodrigues *et al.* (2019) relatam que a utilização de Nb e Ti visa estabilizar a fase ferrítica, evitando a formação de carbonetos e/ou nitretos de Cr nos contornos de grãos (RODRIGUES, *et al.*, 2019). Com isso, o material que

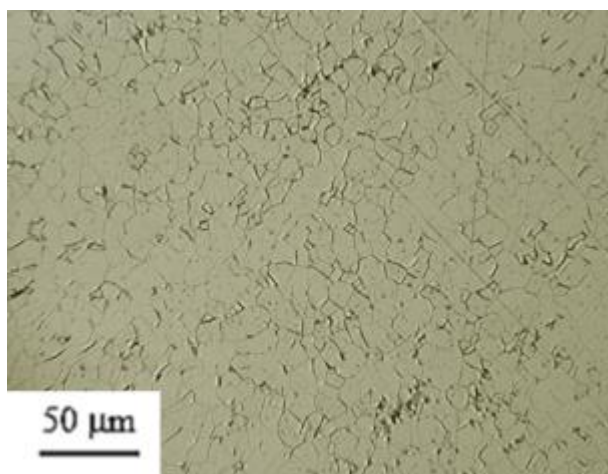
possui os elementos Nb, V e Ti tende a conseguir uma elevada resistência mecânica, ductilidade e tenacidade (Xie *et al.*, 2014). Outro elemento químico que vai influenciar a estampagem do material, é o carbono, pois quando este elemento está presente em baixo teor, tende a ocasionar um aumento da tenacidade e da ductilidade no material. Já a presença residual de Mo tende a contribuir no impedimento da formação de sítios de corrosão, possibilitando ainda na formação de carbonitretos, que melhoram a resistência mecânica do aço (LUIZ *et al.*, 2022).

5.2 Caracterização estrutural

5.2.1 Microscopia óptica

Em termos microestruturais, na Figura 34 é exibida a microestrutura tipicamente ferrítica obtida do aço AISI 430 no estado recebido, mostrando uma morfologia poligonal dos grãos. Na Tabela 6 é exibida a evolução do tamanho médio do grão deste material desde o estado como recebido e após a estampagem por embutimento com uso do blank de 60mm e após o ensaio Nakazima realizado com o blank de 180mm x 180mm.

Figura 34– Fotomicrografia do aço AISI 430 no estado como recebido.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 6 - Evolução tamanho médio dos grãos do aço AISI 430 por EBSD.

Evolução do tamanho de grão			
Parâmetros Análise	Recebido	Embutimento	<i>Nakazima</i>
Média (μm)	5,65	10,36	11,69
Desvio padrão	4,92	6,84	7,31
Mediana(μm)	4,07	9,59	11,17
Maior dimensão (μm)	19,48	30,03	34,13

Fonte: Próprio autor

Apesar de todos os experimentos terem sido realizados a frio, nota-se a tendência de crescimento dos grãos desde o estado recebido, pois após a estampagem por embutimento e o ensaio Nakazima, percebe-se que na seção escolhido pelo EBSD, sinalizou um aumento da dimensão do grão, devido a deformação plástica decorrente do processo de estiramento (tracionado). Por este motivo, o grão não altera seu tamanho pois o volume é constante, embora haja alterações na morfologia do grão, devido o sentido da força aplicada no material, ocasionando um aumento na quantidade de deformação plástica decorrente das operações de estampagem, contribuindo para o crescimento do tamanho médio dos grãos do aço AISI 430, no sentido adotado pelo equipamento.

No processo de estampagem o tamanho de grão pode influenciar na qualidade de um produto, sendo assim, materiais com tamanho de grão superior ao número ASTM 5 tendem a apresentar uma rugosidade superficial mais evidente, exibindo uma aparência similar a uma "casca de laranja". Entretanto, para um tamanho de grão inferior ao número ASTM 10, a ductilidade do material é reduzida, possibilitando a ocorrência de rupturas durante as etapas de conformação mecânica (BRESCIANI FILHO *et al.*, 2011). O mesmo aspecto foi observado Oliveira *et al.* (2013), em que materiais com tamanho de grão apresentaram estriamento, ocasionando perda na estampabilidade por causa da formação das bandas de cisalhamento durante a deformação a frio dos grãos maiores. Contudo, aços com granulometria fina também podem apresentar o fenômeno de estriamento, por exemplo, materiais com tamanho de grão na faixa do padrão ASTM 9 e 10 devido à formação de colônias de grãos com a mesma orientação cristalográfica.

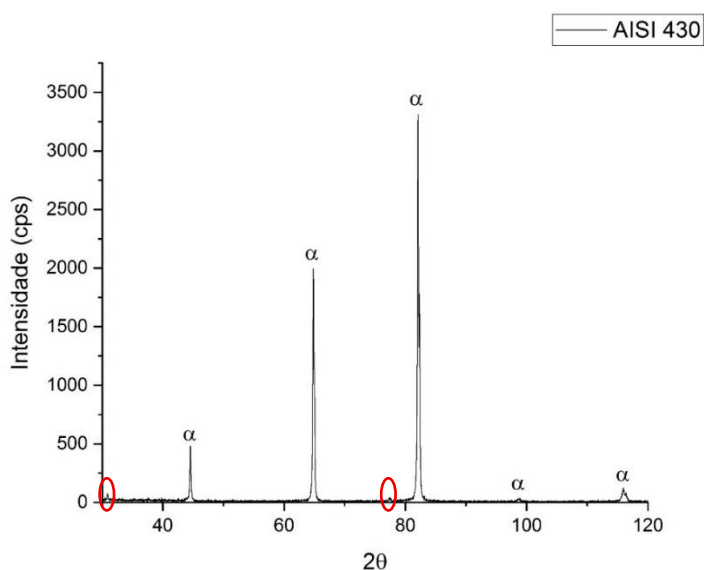
Logo, de acordo com os resultados adquiridos pelo EBSD, e pelo visual do blank estampado, é possível admitir que o tamanho de grão do aço AISI 430 no estado como recebido

foi aceitável para a estampagem, pois apesar de ter dado um número ASTM 12, o material não apresentou estrias ao logo do corpo estampado.

5.2.3 Difração de Raios X

O difratograma mostrado na Figura 35 confirma a presença da fase ferrítica no caso AISI 430 após consulta à carta de código 060696 do banco de dados cristalográfico PDF2 (*Powder Diffraction File*) do ICDD (*International Centre for Diffraction Data*), como observado por outro autor, Jie Zhou *et al.* (2019). Além disso, é possível ver 2 picos discretos no difratograma, mostrado na Figura 34, que foram destacados por meio dos círculos vermelhos. Entretanto, estes picos não revelam com clareza, se são referentes à presença de algum carboneto ou nitreto de Nióbio presente no material.

Figura 35 – Análise de DRX do Aço AISI 430.



Fonte: Próprio autor.

5.3 Comportamento Mecânico

5.3.1 Dureza

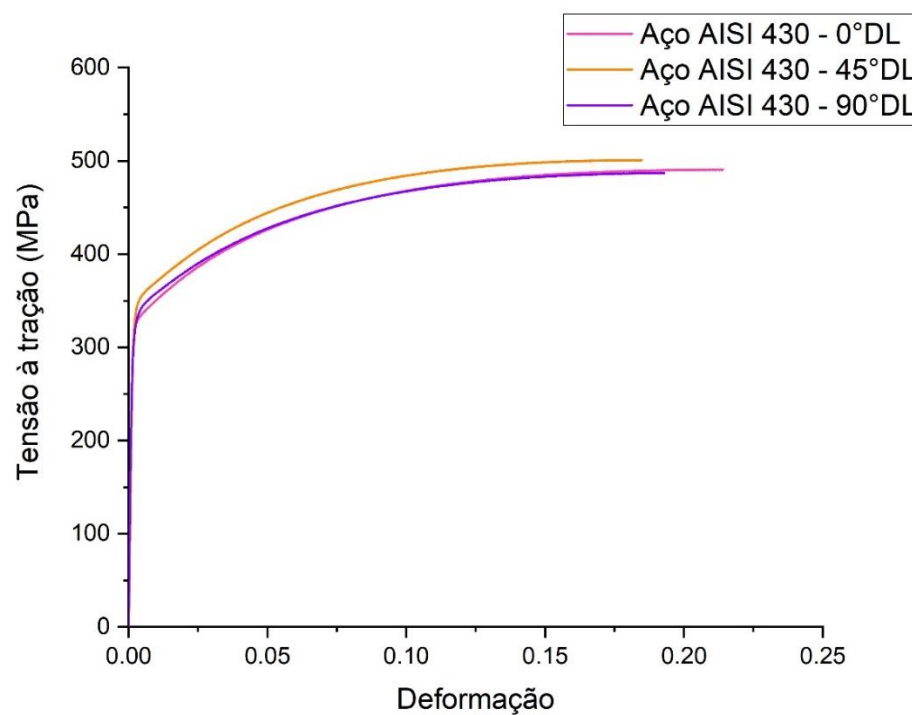
A dureza média do aço AISI 430 no estado como recebido foi igual a 157 ± 5 HV. Apesar deste trabalho não ter investigado os valores da dureza deste material após as operações

de estampagem, é possível afirmar a variabilidade dessa grandeza ao longo da seção de um copo estampado, como observado por Antunes *et al.* (2025).

5.3.2 Tração

Na Figura 36 são exibidas as curvas de tensão-deformação convencional do aço AISI 430 no estado como recebido que permitiram o cálculo das propriedades mecânicas apresentadas na Tabela 7, o limite de escoamento, LE, o limite de resistência à tração, LRT, o alongamento uniforme percentual, AU% e o expoente de encruamento, n .

Figura 36- Tensão x Deformação convencional nas direções de 0°, 45° e 90° do sentido de laminação.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 7 – Resumo das propriedades do aço AISI 430 como recebido.

Direção	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)	n
0° DL	328 ± 16	491 ± 17	21 ± 1	0,211 ± 0,02
45° DL	348 ± 8	501 ± 2	18 ± 1	0,205 ± 0,01
90° DL	336 ± 6	487 ± 4	19 ± 1	0,198 ± 0,02

Fonte: Próprio autor.

Ao analisar as respostas mecânicas em função da direção de solicitação mecânica é possível observar a anisotropia do aço AISI 430, exibindo a direção de 45° DL a maior resistência mecânica em relação às demais direções, como também detectado por Carneiro *et al.* (2016), para este mesmo material. Já em relação à ductilidade, nota-se pequeno acréscimo para a direção original de laminação do aço AISI 430.

Tal variabilidade na resposta mecânica apresentada pelo aço AISI 430 em função da direção de solicitação mecânica pode ser associada à operação de laminação que contribui para o desenvolvimento de uma orientação cristalográfica preferencial para esse material, em função, dentre outros aspectos, da quantidade de deformação aplicada em cada passe de laminação, de modo a obter uma orientação específica, por exemplo, à estampagem posterior (BUENO; SCHAEFFER, 2016). Essa heterogeneidade gerada faz com que o limite de escoamento possa variar em função, por exemplo, das diferenças no tamanho de grão (ZHAO *et al.*, 2024), além de um possível aumento da resistência mecânica para determinadas direções cristalográficas assumidas durante o processo de conformação mecânica (ZHANG *et al.*, 2023; CHEN *et al.*, 2024).

Com relação ao expoente de encruamento, nota-se que apesar de a direção de 0° ter sido a direção que apresentou o menor valor de limite de escoamento e o maior valor de ductilidade, expressa pelo alongamento uniforme, foi também a direção que exibiu o maior encruamento, apesar de todos os valores serem similares.

Os valores dos fatores de anisotropia da chapa do aço inoxidável ferrítico AISI 430 (no estado como recebido) estão representados pela Tabela 8.

Tabela 8- Fatores de anisotropia do aço AISI 430 no estado como recebido.

Anisotropia Planar (ΔR)	Anisotropia Normal Média (R_m)	R0°	R45°	R90°
0,4410	1,2451	0,6487	0,6246	1,4826

Fonte: Próprio autor

Os resultados gerados na Tabela 8 confirmam a existência de anisotropia da chapa de aço AISI 430 pelos valores dos fatores medidos a 0°, 45° e a 90° terem sido diferentes de 1.

Segundo Santos (2003), quanto maior o valor da anisotropia normal média (R_m) de um material maior tende a ser a habilidade deste material de resistir ao afinamento em uma operação de embutimento, possibilitando a obtenção de maiores profundidades no processo de estampagem. Em contrapartida, valores de anisotropia planar (ΔR) próximos de zero tendem a

apresentar maior resistência à formação do fenômeno de orelhamento e de estriamento (*roping*). Logo, na estampagem profunda, o valor mais visado para a anisotropia normal média é que este seja maior que 1,5, enquanto a anisotropia planar, valores próximos de zero. Tanto que por meio da Figura 37, observa-se que quanto maior o valor da Anisotropia normal média, melhor é a estampabilidade, pois afeta o LDR. O material que possui maior resistência ao afinamento de sua espessura, tende a favorecer o fluxo do material em direção à parede da peça, elevando a capacidade de embutimento, consequentemente, o valor do LDR se torna mais elevado (TANURE, 2016).

Figura 37- Valores típicos de coeficiente de anisotropia normal média para diferentes tipos de aços inoxidáveis.



Aço	Cr (%)	Ni (%)	C (%)	Nb (%)	Ti (%)	Cu (%)	Rm	LDR
304I (Standard)	17,7	8,0	0,040	-	-	-	1,0	↑
304N (DDQ)	18,0	8,0	0,030	-	-	1,5	1,0	↑↑
409 (409H)	11,0	-	0,008	-	0,20	-	1,9	↑↑↑↑↑
430A (Standard)	16,0	-	0,050	-	-	-	1,1	↑
430F (DDQ)	16,0	-	0,020	0,4	-	-	1,5	↑↑↑
430H (DDQ)	16,0	-	0,015	-	0,10	-	1,7	↑↑↑↑
439 (439A)	17,0	-	0,010	0,2	0,15	-	1,8	↑↑↑↑
441 (441A)	17,6	-	0,010	0,4	0,15	-	1,8	↑↑↑↑

Fonte: Adaptado de APERAM (s.d.).

É importante mencionar a influência da composição química nos valores dos parâmetros de anisotropia. Para o aço AISI 430 avaliado neste estudo, pode-se afirmar que os teores de carbono e de nióbio são os mais relevantes para a habilidade desse material em suportar a deformação plástica em uma operação de estampagem. A adição de Nb é um método comum de aumentar a estampabilidade de um aço inoxidável ferrítico por contribuir para a formação da textura de recristalização da fibra $\gamma \{111\}$, reduzindo ΔR e aumentando o valor de Rm (GAO *et al.*, 2013). Além disso, o teor de Nb favorece o aumento da resistência à correção devido à redução da ocorrência do fenômeno de sensitização dos aços inoxidáveis por capturar C e N, preservando assim a presença de Cr na matriz (CHENG *et al.*, 2019).

5.4 Estampagem

5.4.1 Embutimento

Na figura 38 são exibidas imagens, como exemplo dos copos estampados com as respectivas profundidades dos blanks de 55mm e de 60mm 28,14mm e 24,24mm, respectivamente. Percebe-se, como previsto pelo fator de anisotropia planar, a presença do fenômeno de orelhamento nesses dois copos embutidos. Nota-se a ocorrência do orelhamento em ambos os copos, mas com maior intensidade no blank de 55mm.

Figura 38- Imagem dos copos de Aço AISI 430 com diâmetro de 55 e 60 mm estampados pela estampagem por embutimento.



Fonte: Próprio autor

A formação do orelhamento em um produto estampado depende fundamentalmente da anisotropia do material, como valores de anisotropia planar diferentes de zero, além da própria textura inicial do material trazida pela etapa anterior de conformação, no caso, a laminação (OLUWOLE; ANYAECHE; FAOLA, 2010). O fato de o blank de diâmetro de 55mm ter apresentado o orelhamento de modo mais pronunciado pode ser associado com o fato de sendo esse blank menor que o de 60mm, houve menos material disponível em todo o ciclo de deformação plástica, para acomodar as variações anisotrópicas do aço AISI 430, amplificando as tensões atuantes e, conseqüentemente, o efeito anisotrópico do material (MAJERNÍKOVÁ; VILKOVSKÝ; SPIŠÁK, 2023).

Outro parâmetro importante para considerar no aspecto dos copos embutidos é a folga entre o punção e a matriz, além da carga aplicada pelo prensa chapas que, sendo menor que a requerida, pode ocasionar movimentação do blank durante a operação de estampagem, permitindo a ocorrência de conicidade no copo estampado.

O valor da razão limite de estampagem, LDR, para o aço AISI 430 foi igual a 2,22, uma vez que o último copo estampado sem a ocorrência de fratura foi com o blank de 60mm de diâmetro, além disso, o blank de 65mm de diâmetro exibiu fratura, como mostrado na Figura 39:

Figura 39 – Copo estampado blank de 65mm.

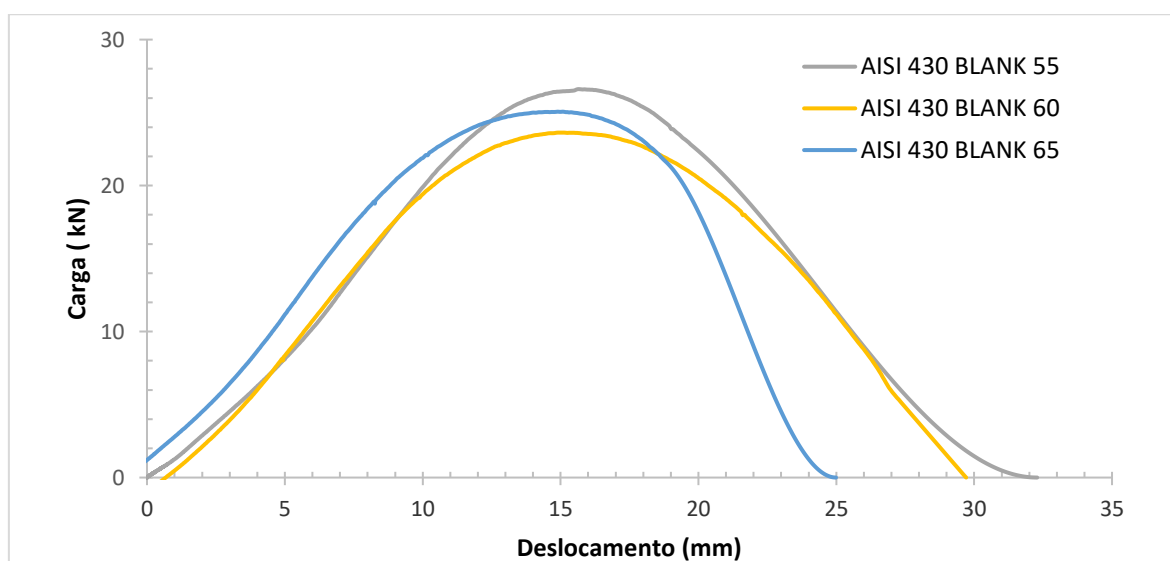


Fonte: Próprio autor.

Segundo a *International Stainless Steel Forum* (ISSF), 2007; o LDR típico para o aço AISI 430 é de aproximadamente 2,15. No entanto, estudos anteriores exibiram grande variabilidade do valor de LDR em função das condições de estampagem, apresentando valores desde 1,60 até a 2,28, Bandyopadhyay *et al.* (2019), Luyen *et al.* (2022). Tal variabilidade pode ser atribuída a diversos fatores como a evolução da textura durante a própria estampagem, o parâmetros de processo como a força do prensa chapas, raios do punção e da matriz, folga, condições de atrito, velocidade de processamento, valor do expoente de encruamento e até mesmo a temperatura de processamento (BANDYOPADHYAY *et al.*, 2019; LUYEN; TONG; NGUYEN, 2022; ANGASU; REDDY, 2016; SZEWCZYK *et al.*, 2022; AFSHIN *et al.*, 2015).

Quanto ao esforço mecânico necessário à conformação do aço AISI 430, na Figura 40 são mostradas as curvas de carga por deslocamento do punção para os diferentes valores de diâmetro de blank avaliados neste estudo.

Figura 40 – Gráfico de Carga x Deslocamento dos blanks de 55, 60 e 65 mm de diâmetro.



Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 9 são apresentados os valores de carga e de profundidade medida de cada copo em função dos diâmetros de blank adotados neste estudo. Nota-se uma tendência no aumento da carga com o acréscimo do diâmetro de blank como observado nos blanks de 60 e 65 mm de diâmetro, este fenômeno se dá devido a ação direta do endurecimento por deformação plástica do aço AISI 430, o encruamento. Além disso, espera-se que quando maior a dimensão do blank maior tende a ser a profundidade que um material consegue suportar durante a estampagem. Embora, devido a variabilidade dos dados não foi possível perceber esta tendência quando avaliamos o blank de 55mm com o de 60mm. Entretanto, ao avaliar a profundidade do blank de 60mm com o blank de 65mm, nota-se uma redução da profundidade, isto se dá por meio ruptura ocasionada no blank de 65mm de diâmetro.

Tabela 9– Carga máxima e profundidade copos estampados aço AISI 430.

Diâmetro do Blank [mm]	Carga Máxima [kN]	Profundidade copo [mm]
55	27 ± 9	32 ± 8
60	24 ± 1	30 ± 1
65	25 ± 9	25 ± 7

Fonte: Próprio autor.

Ressalta-se que o motivo da carga do blank de 55 mm de diâmetro ter apresentado um valor maior em relação aos demais se deve ao aumento do desvio padrão, desta forma, a média dos valores indicou uma maior variabilidade dos resultados. Pois segundo Antunes (2025) o aumento da carga na estampagem é associado com o acréscimo da dimensão do blank devido ao maior endurecimento por deformação plástica do material (encruamento).

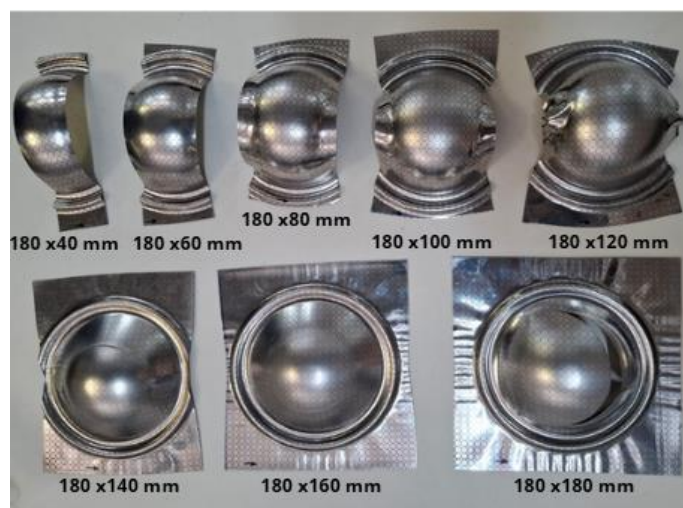
5.4.2 Ensaio Nakazima

O ensaio Nakazima foi executado com o objetivo de determinar a curva limite de conformação, CLC, do aço AISI 430, além de impor a este material uma combinação diferente de esforços mecânicos de modo a simular a produção de um produto estampado com geometria mais complexa que a do copo obtido por embutimento. Neste caso, na Figura 41 são exibidos

todos os blanks utilizados no ensaio Nakazima, com a largura variando de 40mm até 180mm, com incremento de 20mm, mantendo constante o comprimento de 180mm.

Na Figura 42 são mostrados os locais das trincas dos blanks de largura igual a 60 mm (Figura 41a) e 180 mm (Figura 41b) que contribuíram para a montagem da curva CLC, sendo possível perceber que para o blank 60 mm (menor) o meio de deformação ocorreu basicamente por estiramento enquanto para o blank maior, 180mm, nota-se a deformação próxima à condição de tração biaxial, confirmando, assim, a combinação de mais de um modo de deformação plástica durante a execução do ensaio Nakazima, como identificado pelos círculos demarcados nas Figuras 41(a) e (b).

Figura 41– Blanks deformados do ensaio *Nakazima*.



Fonte: Próprio autor

Figura 42– Blanks 60 mm e 180 mm de Largura fraturados do *Nakazima*.



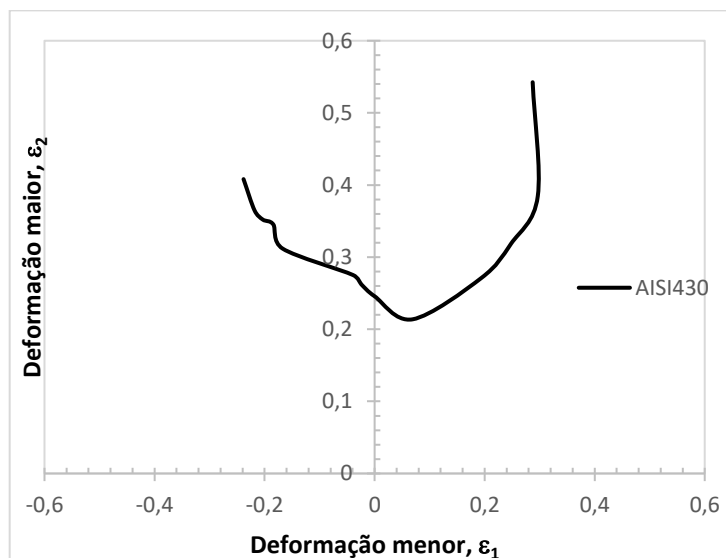
Legenda: (a) Blank 60 mm x 180mm e (b) blank 180mm x 180mm, aço AISI 430.

Fonte: Próprio autor.

Ressalta-se que no ensaio Nakazima, o local de falha (ruptura ou trinca) pode ocorrer em diferentes regiões do corpo de prova, devido à intensidade da solicitação mecânica, assim como pela quantidade de restrições dimensionais ocasionadas pela geometria do blank, possibilitando uma compensação ou um agravamento das deformações no material em deformação. Segundo Dutra (2022), no ensaio Nakazima pode-se detectar alguns tipos de falhas, sendo elas a fratura de superfície, a falha por deformação uniaxial, as trincas por cisalhamento puro e a trinca de borda.

Nota-se ainda um enrugamento na lateral dos corpos com largura de 140mm, 160mm e 180mm e ausência de tal fenômeno nos blanks de menor largura, ou seja, os blanks com largura igual a 40mm, 60mm, 80mm, 100mm e 120mm. Essa distribuição diferenciada da deformação plástica em função das dimensões dos blanks adotados no ensaio Nakazima pode ser associada com diversos fatores, dentre eles, com a anisotropia do material, com a textura desenvolvida durante a estampagem, com uso de materiais de baixo expoente de encruamento, além da variação da espessura da chapa (WANG *et al.*, 2023). Adicionalmente, deve-se mencionar que nos blanks de largura situada na faixa de 140mm a 180mm, a força aplicada pelo prensa chapas ficou insuficiente para impedir a compressão circunferencial na borda desses blanks, enquanto os blanks de menor largura, 40mm a 120mm, ficaram mais expostos à ação de um esforço de tração transversal, que dificultou o surgimento dessas rugas.

Finalmente, na Figura 43 é exibida a curva CLC do aço AISI 430 obtida a partir do ensaio Nakazima, sendo observada uma distribuição similar entre os valores de deformação máxima, ε_2 , e de deformação mínima, ε_1 . Verifica-se ainda a predominância de um carregamento composto por tração biaxial, a partir do prolongamento da curva para os valores positivos de ε_1 e ε_2 . Tal comportamento pode ser explicado pelo fato de que no topo do domo do blank de 180mm x 180mm, o carregamento imposto tende a ser do tipo quase equi-biaxial, ou seja, tração no plano e similar em valores de ε_1 e ε_2 , com mais definição para valores crescentes de ε_2 . Assim, existirá tração em duas direções, distribuindo melhor a deformação ao mesmo tempo que dificulta a concentração da deformação em um ponto. No caso do aço AISI 430 essa resposta pode ser associada ainda à presença da textura fibra γ , que tende a aumentar o valor do fator de anisotropia normal média (KEELER, 1965; GOODWIN, 1968; MARCINIAK, KUCZYŃSKI, 1967; XU *et al.*, 2011; GAO *et al.*, 2013).

Figura 43 – Curva CLC do aço AISI 430.

Fonte: Próprio autor

Inclusive, também foram registrados os valores de carga Máxima dos blanks referentes ao ensaio Nakazima (Tabela 10), percebendo-se então a força necessária que o punção deve fornecer para deformar o material, quando possuem suas dimensões alteradas (Largura).

Tabela 10 – Carga máxima no ensaio Nakazima para as diferentes dimensões dos blanks.

Nakazima	
Largura x Comprimento do blank (mm ²)	Carga Max (kN)
40x180	20 ±6
60x180	27 ±9
80x180	41 ±13
100x180	40 ±13
120x180	53 ±17
140x180	46 ±14
160x180	50 ±15
180x180	62 ±19

Fonte: Próprio autor

Por meio destes resultados, é possível confirmar que a medida que as dimensões do material sofrem aumento de suas dimensões (largura x comprimento), o valor de força necessária para conformar tende-se a torna-se mais elevado, devido a superfície de contato (efeito do atrito). Entretanto, possa ocorrer recessões devido a distribuição de força na peça durante a deformação.

5.5 Simulação Numérica

5.5.1 Embutimento

A estampagem por embutimento e pelo ensaio Nakazima foi simulada com uso do software QForm UK Cloud 11.2.0. Neste caso, a primeira validação da simulação consistiu na análise dos valores de carga máxima e de profundidade do copo estampado por embutimento a partir da comparação dos dados experimentais e simulados, como exposto na Tabela 11.

Tabela 11 – Carga máxima e profundidade copos em função do diâmetro do blank, experimental e simulado.

Diâmetro do Blank	Carga Máxima		Profundidade copo	
	Experimental	Simulado	Experimental	Simulado
[mm]	[kN]	[kN]	[mm]	[mm]
55	27 ± 9	24 ± 8	32 ± 8	30 ± 8
60	24 ± 1	24 ± 8	30 ± 1	27 ± 7
65	25 ± 9	25 ± 8	25 ± 7	20 ± 6

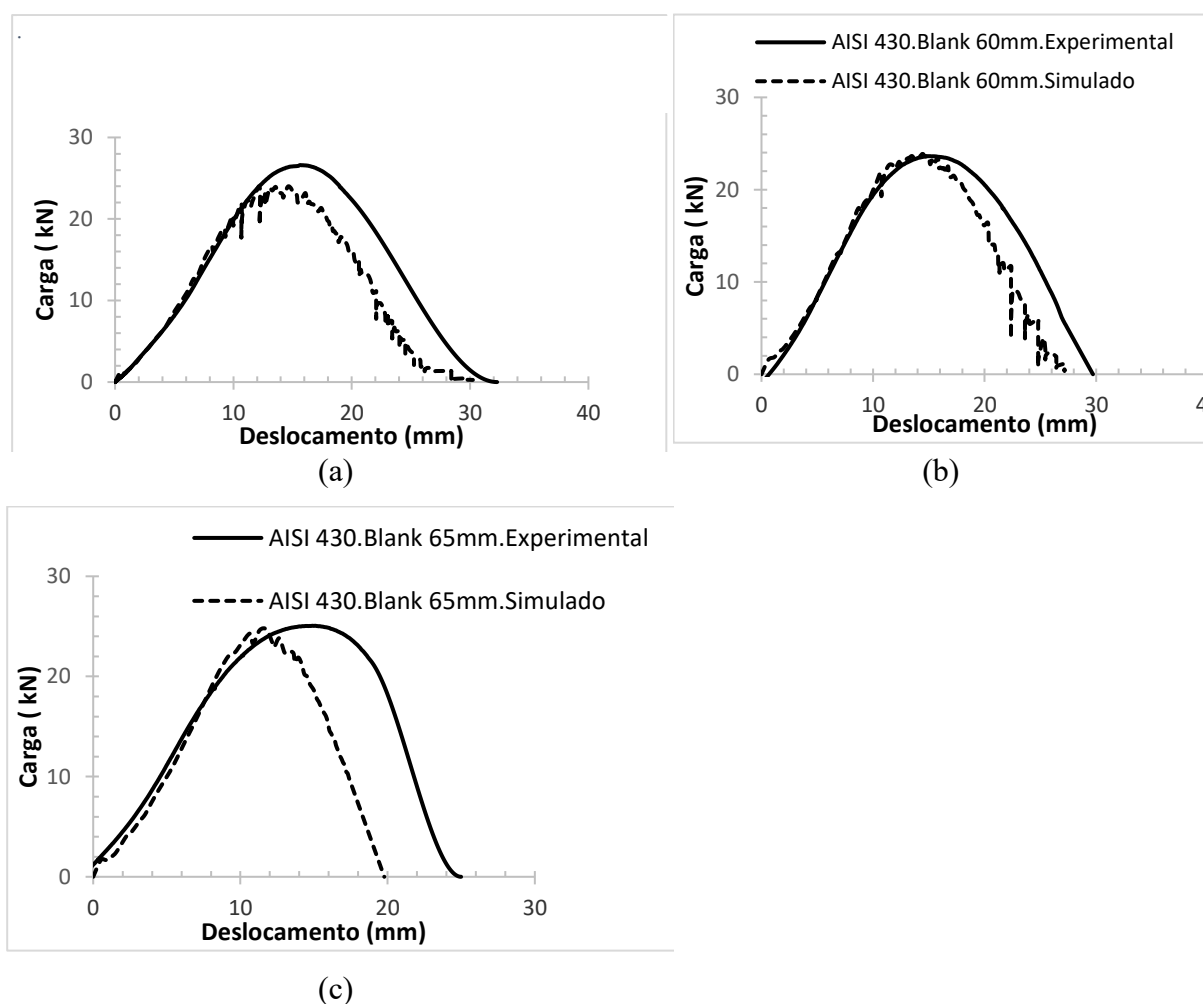
Fonte: Próprio autor.

A carga máxima na operação de embutimento é tipicamente alcançada após cerca de 1/3 do deslocamento total do punção, correspondendo à formação da região de transição entre a parede lateral e o fundo do copo, próximo ao raio de curvatura do copo (KALDUNSKI,2018; E, MIZUNO e LI, 2008).

Os valores de carga máxima e de profundidade dos copos estampados apresentaram igualdade estatística entre os resultados experimentais e simulados em termos da média real pela distribuição t de *Student*, adotando intervalo de confiança de 95% e 3 amostras para os dados experimentais e simulados. A variância apresentou igualdade para os diâmetros de 55mm

e 65mm, exibindo maior variabilidade para os dados de carga máxima e profundidade para o blank de diâmetro 60mm na condição simulado, apresentando *p-value* igual a 0,0040 para a carga máxima e *p value* de 0,0023 para a profundidade do copo, menores que o nível de significância de 0,05, atestando que as variâncias foram significativamente diferentes para esse valor de diâmetro de blank, apesar de os valores serem bem similares como apresentados nas curvas de carga máxima por deslocamento do punção apresentadas na Figura 44.

Figura 44 – Curvas carga por deslocamento do punção do AISI 430 em função do diâmetro do blank.



Legenda: (a) Blank 55mm, (b) blank 60mm, (c) blank 65mm.

Fonte: Próprio autor

O local da fratura também foi investigado durante os resultados da simulação numérica, sendo identificado o mesmo local, o ponto de carga máxima, ou seja, o raio formado entre a transição da lateral com o fundo do copo, Figura 45.

Figura 45 – Identificação do local da fratura.



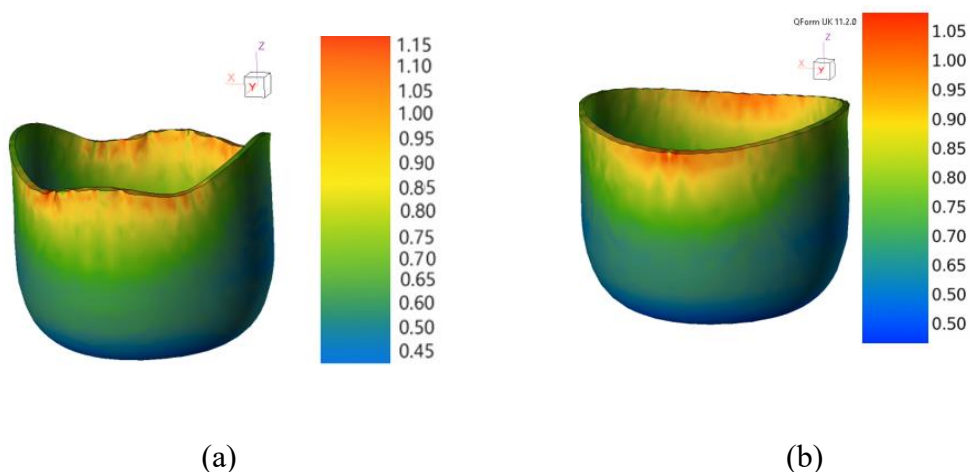
Legenda: (a) material simulado e (b) resultado experimental.

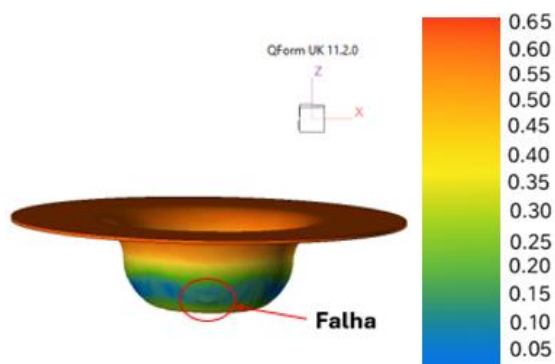
Fonte: Próprio autor

A magnitude da carga máxima que tende a se concentrar na região do raio é influenciada por diversos fatores, como as condições de atrito (o valor do coeficiente de atrito), raio de curvatura do punção, a força do prensa-chapas, propriedades do material como o valor da tensão limite de escoamento, o expoente de encruamento e diretamente com a dimensão do material, pois quanto maior a quantidade de material a ser deformado, maior será também o efeito do endurecimento por encruamento, explicando assim, o maior valor de carga máxima para o blank de 60mm (MOHAMMED, 2025).

Por meio da simulação foi realizada uma análise da distribuição da espessura, da deformação plástica, Figura 46.

Figura 46- Distribuição da espessura dos copos do aço AISI 430 para diâmetros de blank.





(c)

Legenda: (a) 55 mm, (b) 60 mm e (c) 65 mm.

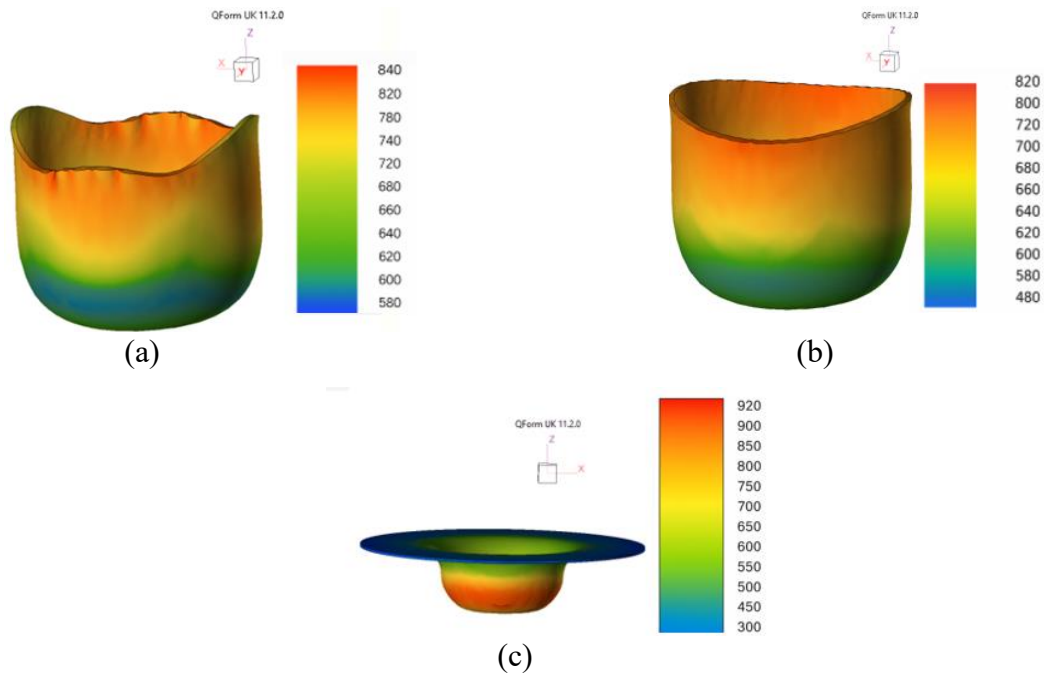
Fonte: Próprio autor

Considerando que a espessura inicial do aço AISI 430 era de 0,60 mm, é possível perceber a heterogeneidade dessa dimensão em função da posição do copo estampado. Nota-se, a tendência de afinamento na região do raio inferior, como discutido anteriormente, local de transição entre a lateral e o fundo do copo, concentrando a deformação e o esforço mecânico durante a estampagem. Nota-se ainda que o gradiente de espessura aumentou com o acréscimo do diâmetro de blank, culminando com o afinamento crítico para o blank de 65 mm, Figura 46(c).

Essa distribuição da espessura está correlacionada com o estado de tensões desenvolvido durante a estampagem do aço AISI 430, onde o fundo tende a manter a espessura original do blank decorrente do equilíbrio promovido entre a tensão compressiva e as tensões de tração radial e circunferencial (ANTUNES *et al.*, 2025; KUMAR, 2013), enquanto a lateral dos copos, onde há a predominância de tração (estiramento) (ANTUNES *et al.*, 2025; COLGAN; MONAGHAN, 2003).

A análise da distribuição da espessura deve ser feita em conjunto com a disposição das tensões atuantes (no caso, a tensão de fluxo, ou seja, a tensão atuante no regime plástico) e da consequente deformação plástica, como mostrado nas Figuras 47 e 48, respectivamente.

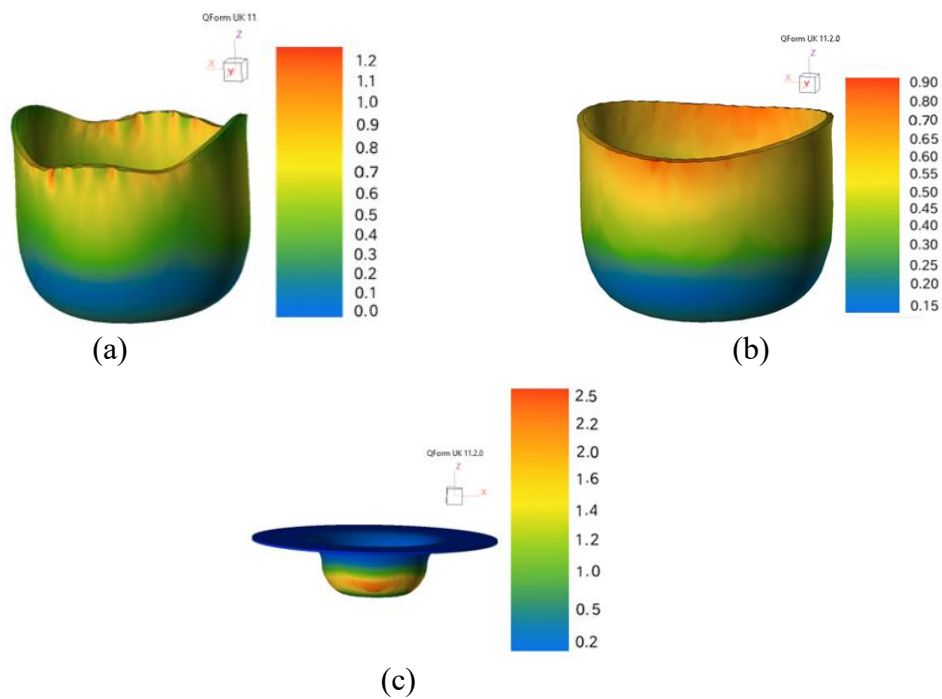
Figura 47 - Distribuição da tensão de fluxo.



Legenda: (a) Blank 55mm, (b) Blank 60mm e (c) Blank 65mm

Fonte: Próprio autor.

Figura 48 - Distribuição de deformação plástica (A) Blank 55mm, (B) Blank 60mm e (C) Blank 65mm.



Legenda: (a) Blank 55mm, (b) Blank 60mm e (c) Blank 65mm

Fonte: Próprio autor

Verifica-se a relação direta entre a intensidade da tensão de fluxo com o aumento da quantidade de deformação plástica, o maior afinamento, Figura 48, e o maior endurecimento por deformação plástica decorrente da ação do encruamento.

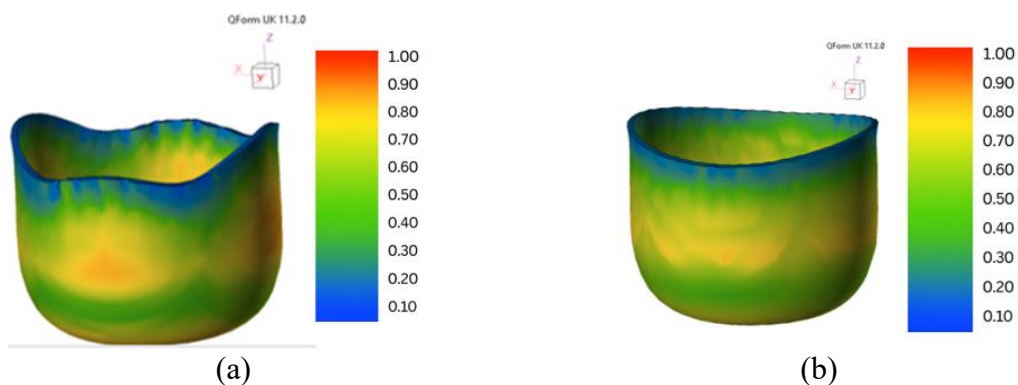
Os resultados apresentados revelam que a ruptura da chapa do aço AISI 430 para o blank de 65mm ocorreu devido à concentração do esforço mecânico, à intensificação do esforço mecânico e da deformação plástica. No entanto, a previsão do modo de falha é essencial para prever melhorias no projeto de um produto estampado. Neste caso, este estudo fez-se a análise de três métodos para o estudo da estampabilidade do aço AISI 430: o cálculo do parâmetro LDR (2,22, já previamente identificado), o critério de dano de Cockcroft-Latham e a montagem da curva CLC (também já exibida em termos experimentais).

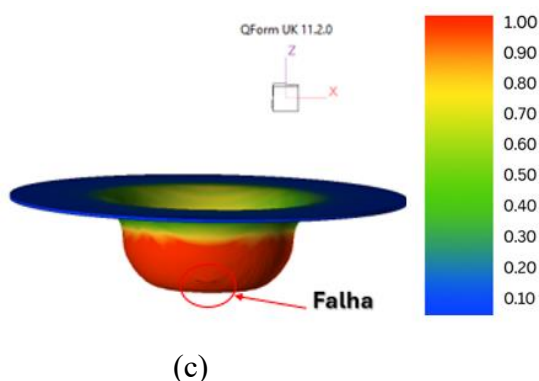
Segundo BRATHIKAN (2022) é que quando ocorre o aumento do diâmetro da peça juntamente com o aumento da força da punção, acarreta uma elevação de tensão induzida. Tal fato pode ser observado conforme a tensão vista na imagem 47 (c), pois apresentou maior carga em relação aos demais.

Considerando o critério de dano de Cockcroft-Latham, que propõe uma condição de falha baseada no valor crítico da deformação, sendo um método capaz de identificar o ponto onde a energia de dano atingiu o limiar necessário para iniciar o processo de fratura, indicado por 1.0 ou 100% (WÓJCIK; PATER, 2018; CHEN *et al.*, 2025).

O critério de Cockcroft-Latham identificou corretamente a região de falha do aço AISI 430, identificando que a falha iniciou no raio inferior do copo, como indicado pela seta mostrada na Figura 49, que se estendeu para o fundo do copo.

Figura 49 - Previsão da falha do aço AISI 430 pelo critério de o dano de Cockcroft-Latham para diferentes valores de diâmetro de blank.





Legenda: (a) Blank 55mm, (b) Blank 60mm e (c) Blank 65mm.

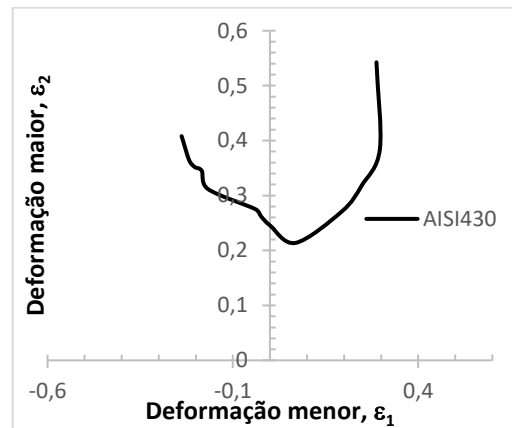
Fonte: Próprio autor.

É extremamente importante frisar que a distribuição da espessura, da deformação plástica e da tensão de fluxo relatadas aqui com o auxílio da simulação numérica por elementos finitos depende dos fatores mencionados, como as condições de lubrificação decorrente da ação do atrito, da relação das dimensões do material com a peça (SCHREIBER *et al.*, 2022), da quantidade de deformação experimentada pelo material durante o ciclo de estampagem (HABIB; LIMA; BASTOS, 2020), da progressão da textura cristalográfica (BARONY *et al.* 2024), assim, como da dimensão dos blanks (ANTUNES *et al.* 2025).

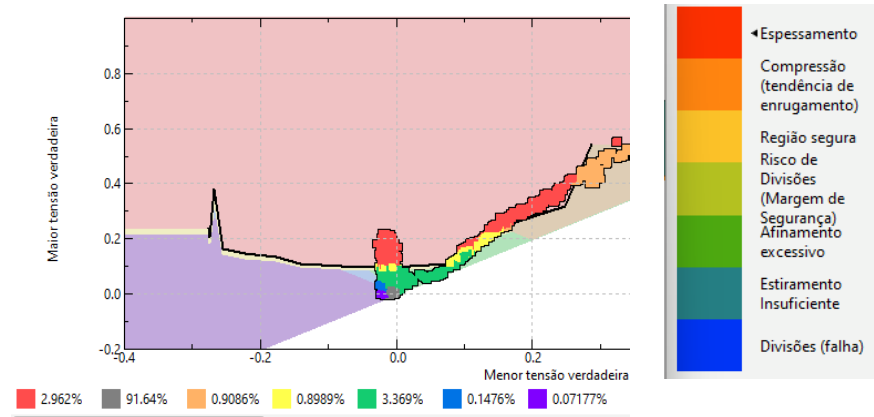
5.5.2 Ensaio Nakazima

O último método de investigação de falha foi por meio da montagem da curva limite de conformação, CLC, ou *Forming Limit Diagram* (FLD, da sigla em inglês), agora com uso da simulação numérica do ensaio Nakazima. Na Figura 50 são exibidas as curvas CLC para o blank de 180mm x 180mm obtida pela simulação numérica e também a curva experimental que corresponde ao somatório de deformação de todas os blanks investigados neste trabalho.

Figura 50 – Curvas CLC do aço AISI 430.



(a)



(b)

Legenda: (a) Curva experimental e (b) curva simulada blank de dimensões 180mm x 180mm x 0,6mm.

Fonte: Próprio autor.

Os resultados expostos na Figura 50 indicam que os valores de deformação máxima, ε_1 e ε_2 referentes ao limite de conformação do aço AISI 430 foram similares nos modos experimental e simulado. Como comentado no item 5.4.2, Figura 43, o limite de deformação do aço AISI 430 no ensaio Nakazima se concentrou na região descrita pelo carregamento de tração biaxial, ou seja, no quadrante de valores positivos de deformação maior, ε_1 , e de deformação menor, ε_2 .

Assim como feito na simulação da operação de embutimento registrada no item 5.5.1, na Tabela 12 são comparados os valores de carga máxima registrados no ensaio Nakazima obtidos de modo experimental e simulado em função das dimensões dos blanks, os quais possuíam todos a mesma espessura inicial, t , de 0,6mm. Nota-se o aumento da carga de

estampagem com o acréscimo da dimensão do blank decorrente do endurecimento por deformação plástica, encruamento.

A maior diferença dos valores de carga máxima entre os resultados experimental e simulado registrada para os blanks de menor dimensão, como os de largura igual a 40mm, 60mm e 80mm pode ser associada a diversos fatores, como as condições de atrito que foram testadas sob diversas condições, mas se revelou como de pequena relevância nos valores de carga. A carga adotada pelo prensa chapas foi mantida igual a 1 kN na simulação, para todas as amostras, sendo tal valor o mais coerente ao aplicado nos experimentos para toda a faixa de dimensões de blanks testados neste trabalho.

A variável que mais se destacou durante a análise dos resultados experimentais e simulados foi o fato de que nos blanks de menor dimensão, a quantidade de deformação na região de estrição, antes portanto, da fratura, tende a ser maior que naqueles de maior dimensão, blanks com largura de 100mm, 120mm, 140mm, 160mm e 180mm, contribuindo para a redução da carga máxima durante o ensaio Nakazima (DA ROCHA; RIFFEL; SCHAEFFER; 2023). Deste modo, pode-se prever que se o elemento de malha não estiver ajustado completamente de modo a perceber esse gradiente de deformação e estrição, como ajuste de malha localizada, algo que foi testado, mas sem sucesso, no software utilizado nas análises.

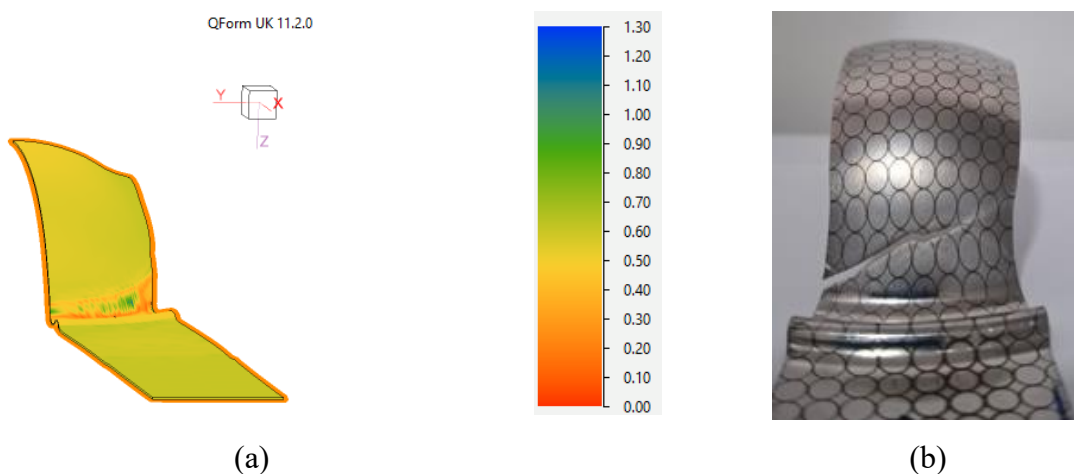
Tabela 12 - Carga Máxima, experimental e simulada, no ensaio Nakazima em função da dimensão do blank.

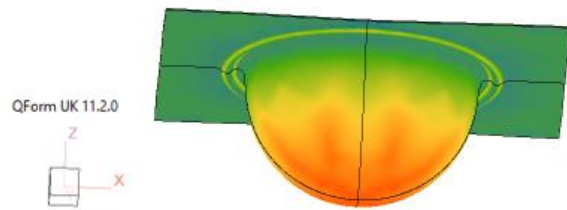
	Experimental	Simulado
Dimensão do blank (mm ²)	Carga Max (kN)	Carga Max (kN)
40x180 x 0,6	20 ± 6	16 ± 4
60x180 x 0,6	27 ± 9	31 ± 8
80x180 x 0,6	41 ± 13	58 ± 16
100x180 x 0,6	40 ± 13	46 ± 11
120x180 x 0,6	53 ± 17	53 ± 14
140x180 x 0,6	46 ± 14	53 ± 13
160x180 x 0,6	50 ± 15	47 ± 13
180x180 x 0,6	62 ± 19	67 ± 12

Fonte: Próprio autor

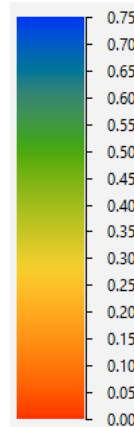
Ressalta-se ainda que foi realizado uma comparação dos resultados observados experimentalmente com os resultados adquiridos por simulação em resposta ao afinamento, e por meio da Figura 51, observou-se que a falha do blank está associado com a região que sofreu a maior redução de espessura. Desta forma, por meio da Figura 51 foram selecionados 3 condições para melhorar a visualização da falha em resposta deste fenômeno. Dentre todas as condições executadas pelo método Nakazima (dimensões do corpo de prova) foram selecionados o corpo de prova de menor dimensão, um corpo intermediário e um de maior dimensão, que foram o de 40mm, 140mm e 180 mm. Na figura 51 (a) retrata o valor da espessura do blank de 40 x180 mm simulado, repara-se que na região mais próxima do raio inferior é onde ocorreu o maior afinamento, de forma similar o registro mostrado na Figura 51 (b) demonstra que esta mesma região foi onde ocorreu a falha no ensaio pratico. Desta forma, observou-se se o mesmo comportamento acontece em relação a mudança de dimensão, quando avaliamos o afinamento. Ao ver a resposta adquirida no blank intermediário (140x180) Figuras 51 (c) reforçou que a região que mais reduziu sua espessura, foi o local onde a falha ocorreu, vista na figura 51 (d). Inclusive, a mesma resposta também foi observada no blank de maior dimensão (180x180) visualizado por meio da Figura 51 (e) quando comparado com a resposta do ensaio prático registrado na Figura 51 (f).

Figura 51 – Comparação entre o afinamento simulado com o local de falha registrado experimentalmente.





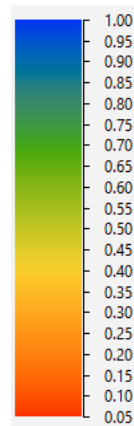
(c)



(d)



(e)

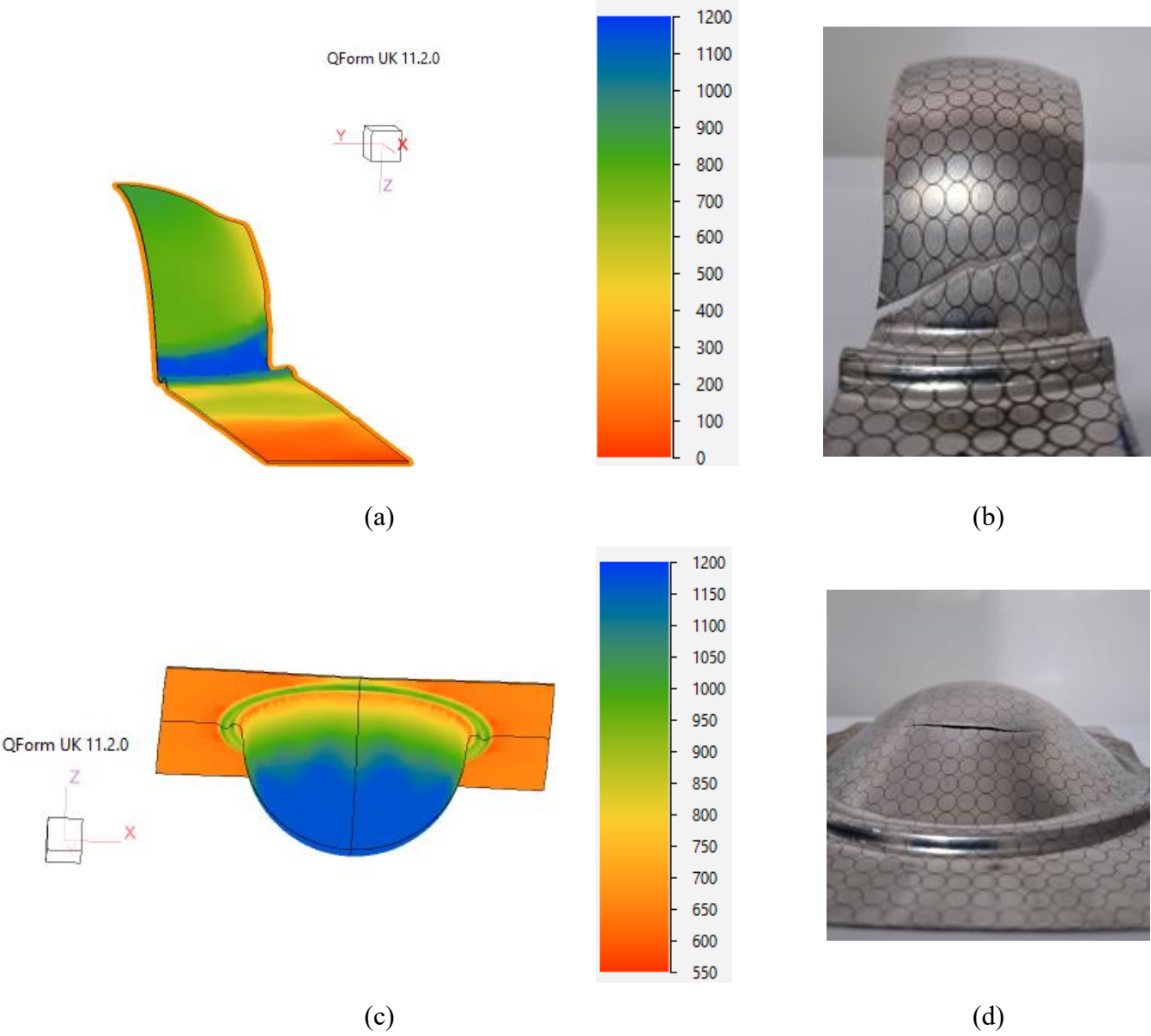


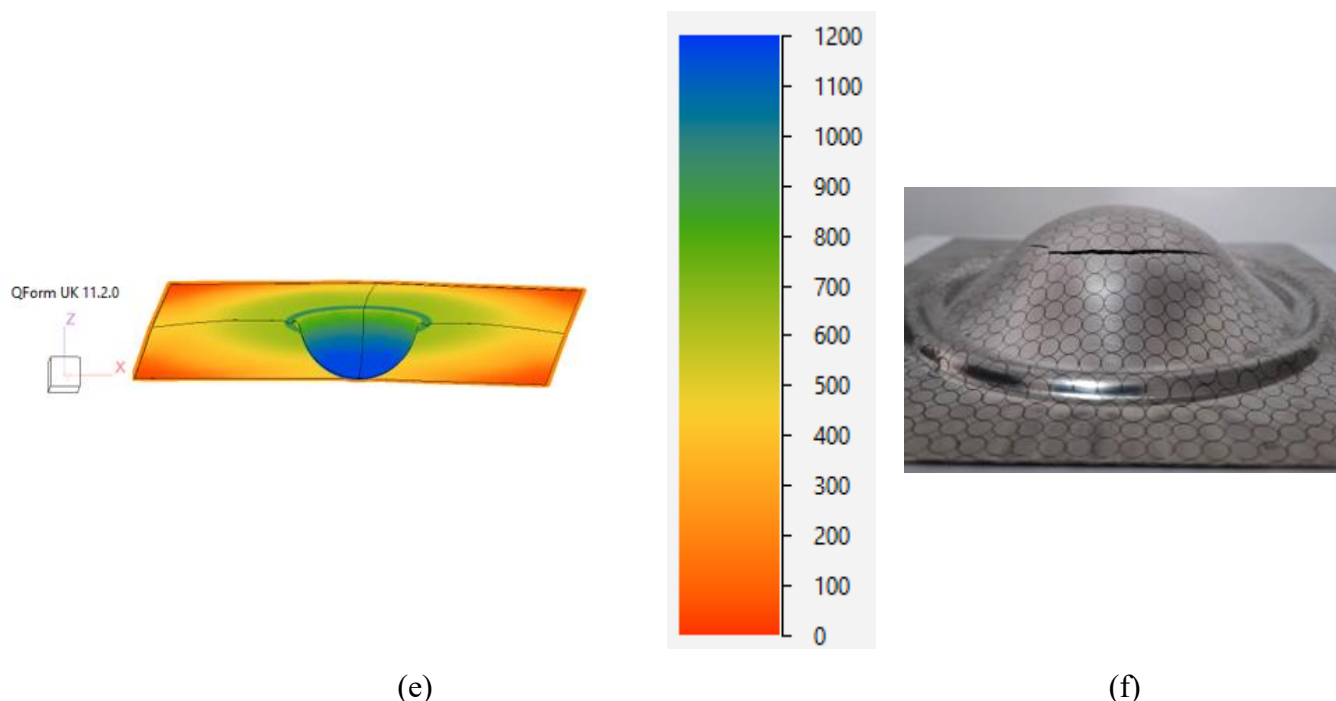
(f)

Fonte: Próprio autor.

Outro fator que também pode ser relacionado com o local de falha observado é a tensão de escoamento que o material sofre ao ser deformado. Os locais onde são registradas as maiores tensões, indicam as regiões mais propícias para ocorrer a falha. Por meio da Figura 52 é retratado a tensão com o local da falha, para as mesmas condições citadas acima (blanks de 40x180, 140x180 e 180x180). Onde os itens (b), (d) e (f) mostra o local da falha registrada experimentalmente e os itens (a), (c) e (e) mostra a tensão registrada ao longo da deformação no ensaio Nakazima por meio de simulação. E de forma similar os locais onde tiveram maior tensão, foram onde ocorreu a falha.

Figura 52 – Comparação entre a tensão de escoamento simulado com o local de falha registrado experimentalmente.





Fonte: Próprio autor

Como mencionado anteriormente, a espessura está correlacionada com o estado de tensões desenvolvido durante a estampagem do aço AISI 430, decorrente do equilíbrio promovido entre a tensão compressiva e as tensões de tração radial e circunferencial (ANTUNES *et al.*, 2025; KUMAR, 2013). Além do mais, na lateral dos corpos há predominância e o esforço de tração (estiramento) (ANTUNES *et al.*, 2025; COLGAN; MONAGHAN, 2003). A diferença entre as duas conformações é que na conformação do copo, o blank escoá por completo, transformando-se em um o copo. Em contra partida, no Nakazima o material não desliza por completo, mantendo a aparição do flange, acarretando mudança nas distribuições das tensões. Segundo Bastos (2009), a borda da chapa é considerada um flange, ela desloca-se para dentro da matriz durante a estampagem fazendo uma força de tensão radial (tração), pois a chapa é puxada em direção à punção, posteriormente o material sofre uma tensão circunferencial (compressão) quando o material flui para dentro da cavidade da matriz. Logo, a flange acaba atuando como uma “reserva de material” que alimenta de forma progressiva a parte central da peça, influenciando a quantidade de tração transmitida ao copo.

Deve-se destacar ainda que existem propriedades próprias do material analisado neste trabalho, como a características estruturais, a textura, prévia e a adquirida durante a etapa de deformação plástica experimentada neste trabalho que afetam as respostas pelo aço AISI 430.

Considerando isso, é realizada a análise da orientação cristalográfica no próximo item deste trabalho.

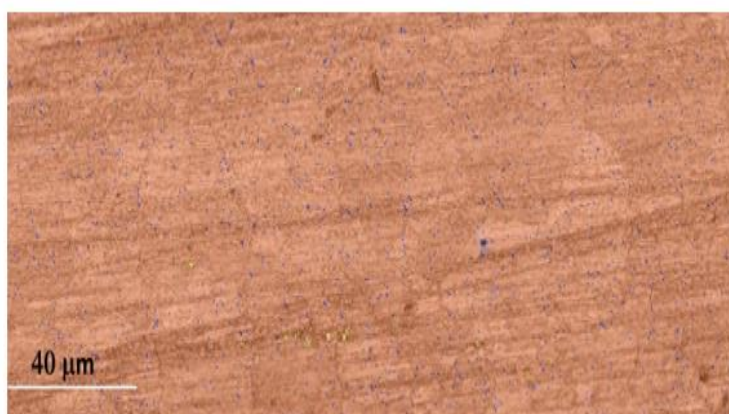
5.6 Textura

5.6.1 Mapa de Fases

Por meio do ensaio de EBSD foram realizadas análises da orientação cristalográfica do aço AISI 430 após a estampagem por embutimento e após o ensaio Nakazima. Neste caso, fez-se uso de amostras retiradas desde o estado como recebido, antes portanto, dessas operações de estampagem, para servir como referência, além dos blanks de maior dimensão usados na operação de estampagem por embutimento (blank de 60mm) e no ensaio Nakazima (blank com dimensão de 180mm x 180mm x t, largura x comprimento x espessura).

A primeira análise investigada foi a descrição do mapa de fases do aço AISI 430, um aço inoxidável ferrítico, como mostrado na Figura 53. A análise dos resultados indicou a presença de alguns precipitados de carboneto de cromo e de nióbio, Cr_{23}C_6 e NbC , respectivamente, junto com a fase ferrita, como indicado em termos percentuais na Tabela 13. A pequena variação da quantidade das fases em função das condições avaliadas pode ser associada à presença de Nb na liga do aço AISI 430 utilizada neste estudo. Segundo Ardila (2017), o nióbio ajuda a estabilizar a fase ferrita, além de formar o carboneto de nióbio, como também observado por Siqueira (2010) que avaliou a estabilização da fase ferrita por meio da adição de nióbio, permitindo a formação de carbonetos ou de carbonitretos de nióbio, reduzindo ou mesmo evitando a formação de carbonetos de cromo.

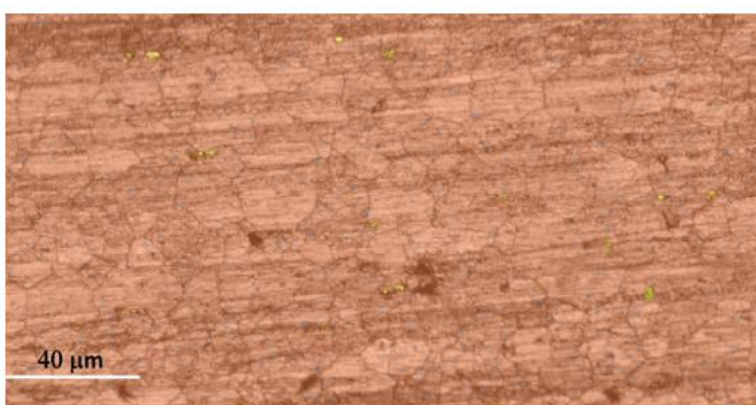
Figura 53- Mapa de distribuição de fases do aço AISI 430.



(a)



(b)



(c)

Legenda: (a) recebido e (b) embutido (c) Nakazima.

Fonte: Próprio autor.

Tabela 13 - Distribuição (%) das fases do aço AISI 430 em função da condição.

Fase	Condição		
	Como recebido (%)	Embutimento (%)	Nakazima (%)
Ferrita	98,66	99,09	99,08
Carboneto de cromo, Cr_{23}C_6	1,21	0,60	0,72
Carboneto de nióbio, NbC	0,13	0,31	0,19

Fonte: Próprio autor

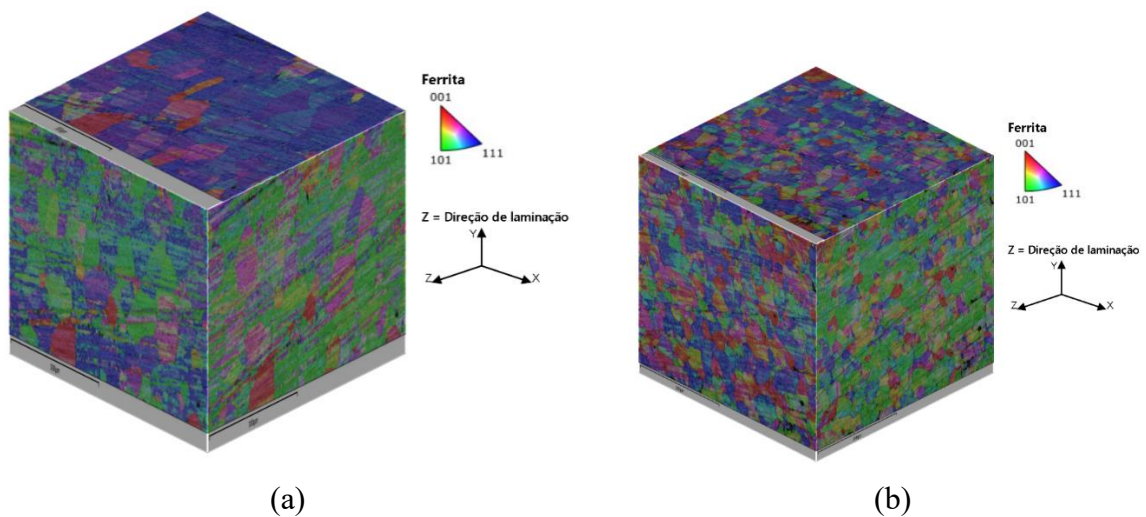
5.6.2 Figuras de polo inverso

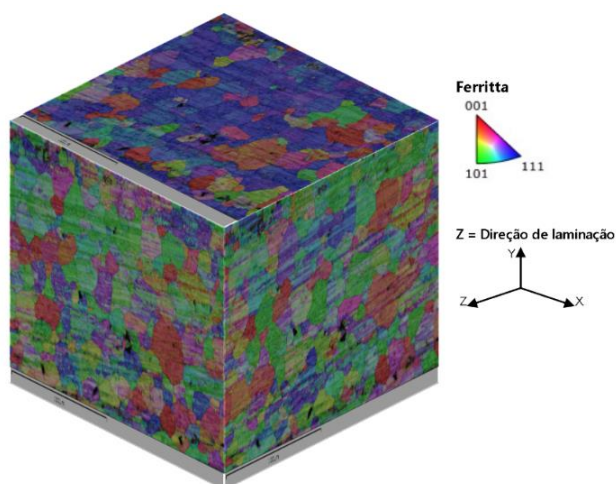
As figuras de polo inverso do aço AISI 430 para as diferentes condições avaliadas neste trabalho são apresentadas na Figura 54: como recebido, Figura 54(a), após o embutimento, Figura 54(b) e após o ensaio Nakazima, Figura 54(c).

Para o estado como recebido, Figura 54(a), nota-se a diferença da orientação em função dos eixos de observação, com a predominância para o plano (111) ao longo do eixo Y, variando em seguida para o plano (101) para o eixo X, e em seguida uma mistura entre os planos (101) e (111) no eixo Z, demonstrando que falta de uniformidade da orientação ao longo dos três eixos, como também detectado por Ardila (2017).

Após a deformação por estampagem, seja por embutimento, Figura 54(b), ou pelo ensaio Nakazima, Figura 54(c), é possível observar a tendência para a desorientação da textura, mas ainda com a predominância para o plano (111), mas com uma orientação mais dispersa, expressa pela coloração menos definida em torno de um único plano ao longo dos três eixos de observação, até culminar com a ausência de uma orientação definida para os eixos Z e X para a amostra advinda do ensaio Nakazima. A maior combinação de esforços mecânicos presente no ensaio Nakazima pode ser diretamente associada com essa ausência para a definição de uma orientação específica neste modo de deformação plástica, como também observado por Fischer; Recco; Garzón (2021).

Figura 54 - Mapas das figuras de polo inverso do aço AISI 430 em função da condição.





(c)

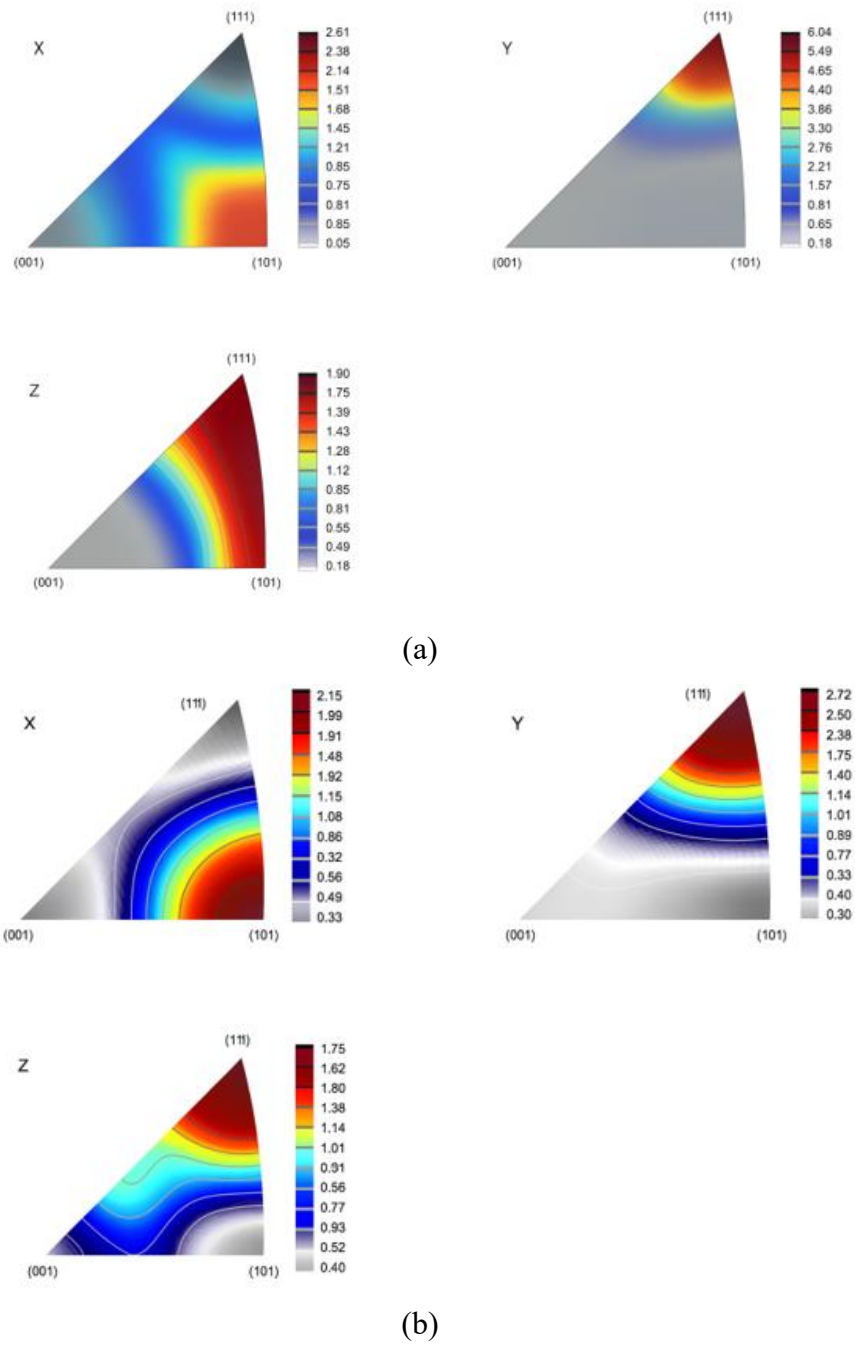
Legenda: (a) recebido, (b) embutido e (c) Nakazima

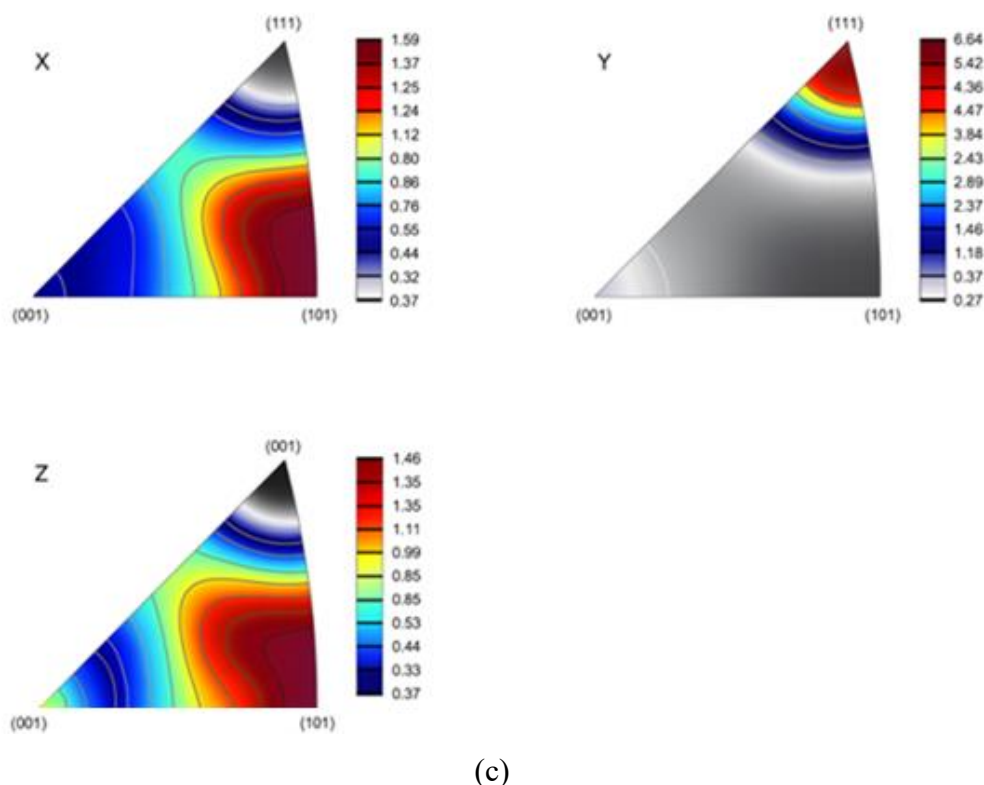
Fonte: Próprio autor

Com o intuito de quantificar a densidade das direções cristalinas nas figuras de polo inverso, são mostradas na Figura 55 as figuras de polo inverso (IPF) para cada direção das amostras do aço AISI 430, que confirmaram a tendência de dispersão na orientação cristalográfica com a estampagem, seja por embutimento, seja após o ensaio Nakazima.

Na condição como recebido, Figura 55(a), percebe-se o predomínio do plano (111) no eixo Y, e do plano (101) no eixo X, além de uma mistura dos planos (111) e (101) ao longo do eixo Z. Com a estampagem por embutimento, Figura 55(b), e por Nakazima, Figura 55(c), verificou-se a definição do plano (111) nos eixos Y e Z e do plano (101) no eixo X.

Figura 55 – Figuras de polo inverso da ferrita em relação às direções X, Y e Z em função condição do aço AISI 430.





Legenda: (a) estado recebido; (b) estampado por embutimento; (c) método Nakazima

Fonte: Próprio autor.

Esses resultados revelam a influência do modo de deformação plástica no estabelecimento de uma orientação cristalográfica preferencial para o aço AISI 430, com destaque para o ensaio Nakazima que exibiu a maior definição dessa orientação, como revelado pela intensidade da distribuição das figuras de polo inverso mostradas na Figura 55.

Diversos trabalhos na literatura demonstram que a deformação plástica crescente em aços inoxidáveis ferríticos tipo AISI 430 leva à intensificação da textura cristalográfica ao longo do plano (111), evidenciando o fortalecimento da fibra γ ($\{111\}\langle uvw \rangle$), ou seja, na família do plano (111) ao longo de diferentes direções, como $\langle 011 \rangle$ e $\langle 112 \rangle$ (YAZAWA *et al.*, 2003; WANG *et al.*, 2021; ABREU *et al.*, 2006), sendo isso associado ainda ao processo anterior de conformação, ou seja, a laminação, como percebido pela análise da amostra no estado como recebido.

5.6.3 Mapas do índice de qualidade Kikuchi

Na Figura 56 são mostrados os mapas de índice de qualidade Kikuchi obtidos por EBSD acompanhados dos respectivos histogramas da distribuição dos valores para as três condições

analisadas neste trabalho. Nestas imagens, regiões mais claras indicam locais com maior perfeição cristalina, enquanto regiões mais escuras possíveis contornos de grão ou deformações locais, da diferença do arranjo das discordâncias, além de outras descontinuidades presentes na superfície do aço. (HUMPHREYS, 2004).

Os mapas de Kikuchi do estado como recebido, Figura 56(a), revelam uma tonalidade homogênea, com poucos pontos escuros, com a maioria dos pixels exibindo valores elevados do índice de qualidade, indicando a presença de baixa densidade de discordâncias, com menor chance de curvatura dos índices de rede cristalina, com padrões mais nítidos, sem distorções (WRIGHT; NOWELL; FIELD, 2011).

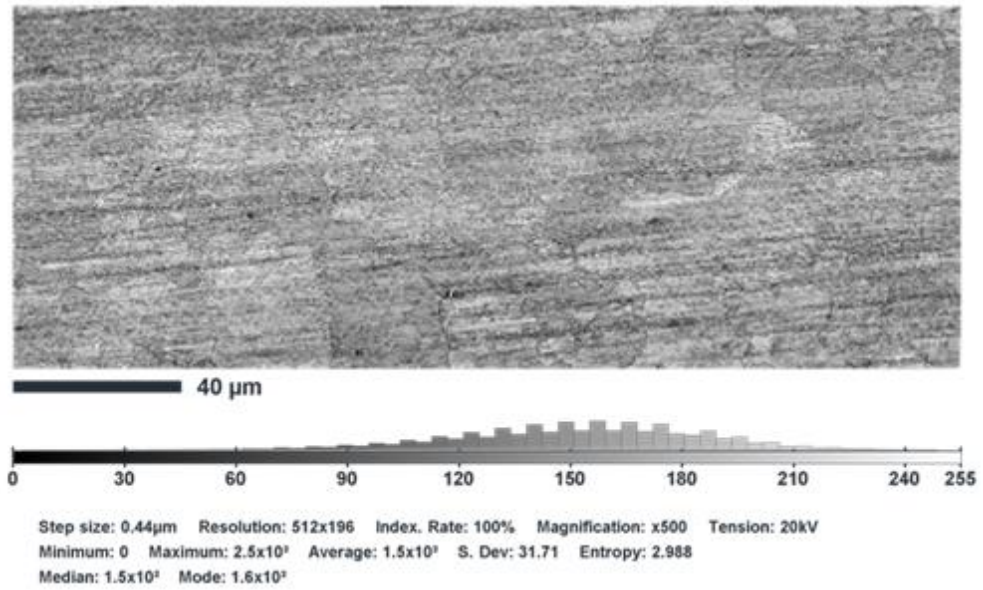
Após a estampagem, Figura 56(b), nota-se que a qualidade dos padrões de Kikuchi diminui, seja pela maior heterogeneidade da cor do mapa como pela redução da média (*average*) e aumento do desvio padrão e da entropia quando comparados com os valores identificados na condição como recebido. Assim, após a deformação por estampagem surgem novas áreas que sofreram maior deformação plástica (com menor índice de qualidade médio, por exemplo) e outras com menor deformação (com maior índice de qualidade de imagem) e assim, a heterogeneidade visual do tom de cor da imagem e da própria distribuição das discordâncias é afetada.

A diminuição da qualidade dos padrões Kikuchi após deformação plástica está diretamente relacionada ao aumento da densidade de discordâncias e à formação de subgrãos (ZHANG, S. *et al.*, 2022; YVELL, K. *et al.*, 2018).

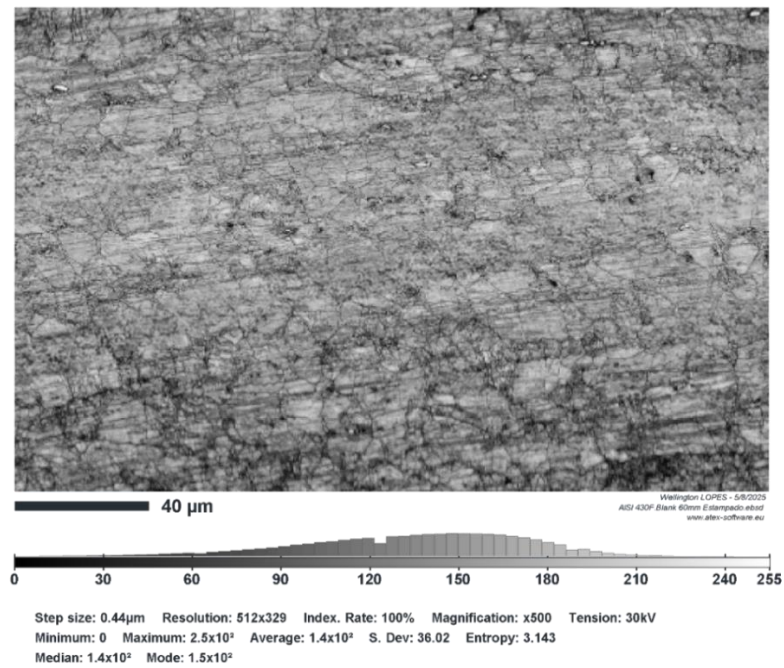
De modo análogo, os resultados referentes à amostra proveniente do ensaio Nakazima revelam a tendência para o aumento da densidade de discordâncias pelo acréscimo da heterogeneidade na tonalidade da cor do mapa Kikuchi, além da redução do índice de qualidade e aumento da entropia.

Em geral, pode-se afirmar que a análise conjunta dos mapas Kikuchi e dos histogramas de índice de qualidade demonstra que o aço AISI 430, quando submetido à deformação plástica crescente (recebido, estampado, Nakazima), apresentou a tendência de aumento da dispersão e da entropia dos valores dos índices de qualidade, refletindo na maior heterogeneidade microestrutural e no acúmulo de discordâncias. As médias permaneceram próximas, porém o aumento do desvio padrão e da entropia comprovam a maior variedade da deformação plástica e a presença zonas críticas de baixa qualidade associadas à deformação, em acordo com Moussa *et al.* (2017), De Vincentis *et al.* (2019).

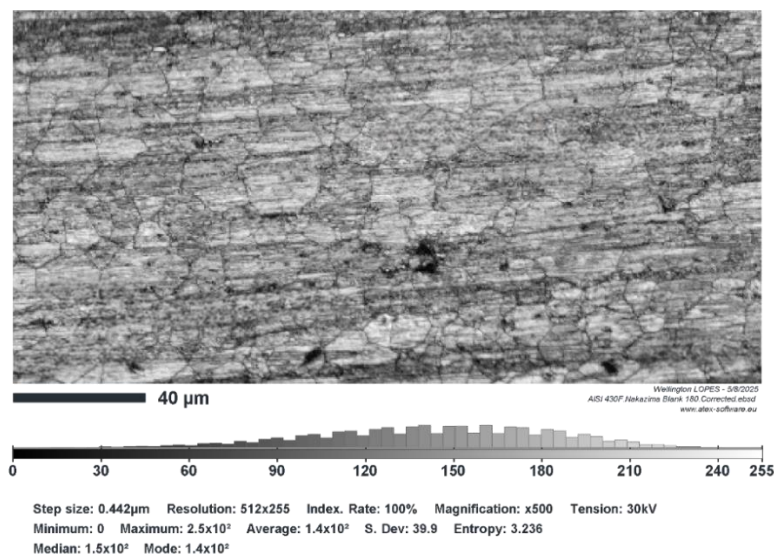
Figura 56 - Mapa de Contraste do aço AISI 430.



(a)



(b)



(c)

Legenda: Condições do estado do aço AISI 430 (a) recebido, (b) embutido e (c) Nakazima

Fonte: Próprio autor

5.6.4 Mapas de desorientação dos grãos

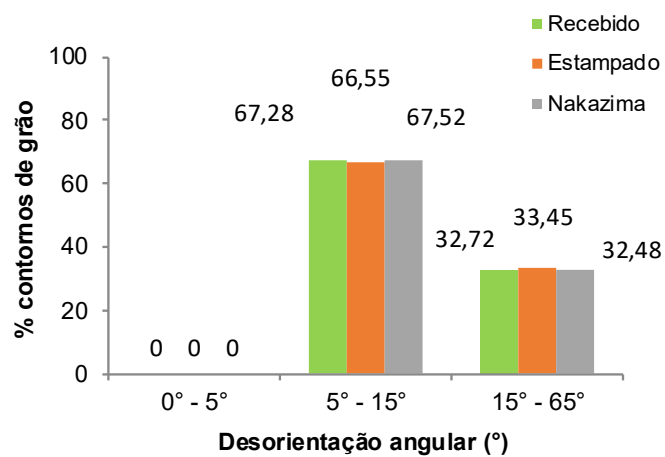
Por meio da Figura 57 observa-se a distribuição da desorientação dos grãos exibida pelo aço AISI 430 para as três condições analisadas neste estudo. Nota-se que para todas as condições, como recebido, estampado e após o ensaio Nakazima, a desorientação dos grãos ficou concentrada na faixa de 5° a 15°.

É possível correlacionar regiões de alta desorientação de grãos nos mapas EBSD com aumento da densidade de discordâncias, como resultado da deformação plástica progressiva. Apesar de não ter sido observada mudança significativa da desorientação dos grãos entre as três condições analisadas neste estudo, pode-se afirmar que existe a tendência para a manutenção de uma subestrutura de discordâncias criada após a laminação a frio do aço AISI 430 no estado como recebido. Tal subestrutura, indicada pela faixa de valores do grau de desorientação dos grãos se situou na faixa intermédia, entre uma região de elevada desorientação dos grãos, acima de 15°, e de baixa desorientação, menor que 5° (YVELL, K. *et al.*, 2018 e MORAIS, F. L. D. *et al.*, 2022).

A manutenção da mesma faixa de desorientação dos grãos para os estados como recebido, estampado e Nakazima atestam que as diferenças das propriedades mecânicas entre essas condições tiveram maior correlação com a modificação da orientação cristalográfica apresentada pelo aço AISI 430 que com a provável alteração na subestrutura de discordâncias,

até mesmo com a densidade das mesmas, possuindo assim, a variável orientação cristalográfica, maior relevância no impacto das propriedades mecânicas do aço AISI 430 após a estampagem.

Figura 57- Mapa de desorientação dos grãos para o aço AISI 430.



Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÕES

A análise do comportamento mecânico do aço AISI 430 após a imposição de dois modos de deformação plástica, avaliados neste trabalho por meio de uma operação de embutimento e pelo ensaio Nakazima indicaram:

- a) limite de estampabilidade indicado pelo valor de LDR igual a 2,22 para o diâmetro de blank de 60mm com uso de diâmetro de punção igual a 27mm;
- b) tendência para a maior deformação plástica do aço AISI 430 para a condição Nakazima em relação ao estado estampado, sendo isso refletido pela tendência de alongamento dos grãos;
- c) presença de anisotropia plástica indicada pelos parâmetros de anisotropia e pelos resultados de difração por elétrons retroespalhados, EBSD;
- d) similaridade entre os resultados experimentais e simulados com uso do software que comprovaram a relação direta entre a distribuição da espessura, da deformação plástica e da tensão de fluxo com a falha do aço AISI 430 durante a operação de estampagem;
- e) o maior impacto da orientação cristalográfica em relação à provável evolução subestrutural (não avaliada neste estudo) nas propriedades mecânicas assumida pelo aço AISI 430 após a deformação plástica por estampagem e pelo ensaio Nakazima.
- f) A utilização do critério de Cockcroft-Latham para prever a falha em estampagem se deu de forma satisfatória apesar de não ser um modelo usual de critério de dano nessa operação de conformação mecânica (estampagem).

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este trabalho melhora a compreensão do estudo de estampabilidade, permitindo novas perspectivas de estudo, como a utilização de correlação entre as solicitações mecânicas provenientes dos processos distintos de estampagem. Este trabalho fornece ainda a integração entre os resultados simulados e os experimentais, possibilitando uma análise mais ampla das diversas variáveis que influenciam a estampabilidade de um material.

REFERÊNCIAS

- ABINOX. TIPOS DE AÇO INOX: **AUSTENÍTICOS**. São Paulo, 2022a. Disponível em: <<https://abinox.org.br/austenitico/>>. Acesso em: 20 de jan. de 2023.
- ABINOX. TIPOS DE AÇO INOX: **FERRÍTICOS**. São Paulo, 2022b. Disponível em: <<https://abinox.org.br/ferriticos/>>. Acesso em: 20 de jan. de 2023.
- ABREU, H. F. G.; PINTO, A. L.; TAVARES, S. S. M.; CARDOSO, A. A. **Effect of High Temperature Annealing on Texture and Microstructure in Nb-Stabilized Ferritic Stainless Steel**. *Materials Characterization*, v. 57, n. 1, p. 44–51, 2006.
- AFSHIN, E., RAHMANI, B., KOJURI, M., et al., An experimental investigation into the warm deep-drawing of AA5754 aluminum alloy. *Materials & Design*, v. 88, p. 50-62, 2015
- ALENCAR, Rafael Alves Frederico. **Estudo do efeito de mudanças sucessivas na trajetória de deformação no comportamento mecânico dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 430 e AISI 441**. 2016. 126 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) –do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A240/A240M**. Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. ASTM International, West Conshohocken, 2020
- ANDRADE, Tathiane Caminha. **Estudo e desenvolvimento de método de seleção de variantes cristalográficas na transformação γ - α' e γ - ϵ de aços com elevado teor de Mn**. 2020. 151 f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Fortaleza, 2020.
- ANDRADE, T. C. *et al.* Microestrutura de uma Solda Dissimilar entre o Aço Inoxidável Ferrítico AISI 410S e o Aço Inoxidável Austenítico AISI 304L Soldado pelo Processo FSW. ***Soldagem & Inspeção***, v. 20, n. 4, p. 467–478, dez. 2015.
- ANGASU, G., REDDY, K.S., Deep drawing process parameters: a review. *International Journal of Current Engineering and Technology*, v. 6, p. 1204-1215, 2016.
- ANTUNES, J. M. do C. **Caracterização Mecânica E Estrutural Do Aço Inoxidável Aisi 444 Após Uma Operação De Estampagem**. 119f. 2025. Dissertação (mestrado) - Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gera, Belo Horizonte, 2025.
- ANTUNES, J. M.C., SILVA, G.C., LIMA, V. S. E., *et al.*, “Perfil de dureza do aço AISI 444 após uma operação de estampagem”, ***Revista Matéria***, v. 30, 2025.
- APERAM. **Conformação: processos: estampagem por embutimento e estiramento**. Cadernos Técnicos Aperam - Volume 3: Conformação, s.d. Disponível em: <https://brasil.aperam.com/>. Acesso em: 10 set. 2023.

ARDILA, Miguel Angel Narvaez; LABIAPARI, Wilian Silva; DE MELLO, José Daniel Biasoli. The Influence of Crystallographic Texture and Niobium Stabilisation on the Corrosion Resistance of Ferritic Stainless Steel. **Materials Research**, Brasília, v. 20, p. 576–583, 2017.

ARRUDA, R.P.; FOLLE, L.F.; SCHAEFFER, L. Escolha do lubrificante correto torna mais precisa a curva limite de conformação. **Corte e Conformação de Metais**, São Paulo, n. 37, p. 64-76, abr. 2008.

ARTHUSO, E. C. M. **Influência da taxa de deformação e da temperatura na ductilidade a quente do aço inoxidável duplex UNS S32304**. 2013. Dissertação (mestrado) — Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *NBR NM 188-1: Produtos de aço para construção mecânica — Parte 1: Laminados a quente*. Rio de Janeiro: ABNT, 1999

ASTM INTERNATIONAL. “**Standard Test Method for Ball Punch Deformation of Metallic Sheet Material – E643**”.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E8/E8M-15: Métodos de ensaio de tração de materiais metálicos**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2015.

ASTM. *E517 – Standard Test Method for Plastic Strain Ratio (r) for Sheet Metal*. West Conshohocken: ASTM International, 2020.

BANDYOPADHYAY, K., BASAK, S., PRASAD, K.S., *et al.*, Improved formability prediction by modeling evolution of anisotropy of steel sheets. **International Journal of Solids and Structures**, v. 156-157, p. 263-280, 2019.

BARBOSA, Henrique Tomé. **Estudo da Microestrutura do Aço DP780 Cortado por Puncionamento em Temperaturas Ambiente e Criogênica**. 2023. 86f. Dissertação (mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte (RN). Natal, 2023.

BARCELOS, P. B., **Análise da Conformabilidade do Aço Ferrita-Bainita, Comparativamente aos Aços Dual Phase e Microligado das Classes de 600 MPa de Limite de Resistência**. 2019, f. 87. Dissertação (mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2019.

BARONY, N.B., JORGE, I. C.S., SILVA, Â. S., *et al.*, Comportamento mecânico e textura de chapas finas das ligas de alumínio 5052 e 5050C, **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 29, n. 2, pp. 1-16, 2024.

BASTOS, A. L. **Análise do processo de estampagem de chapas de aço através da curva limite de conformação**. 2009. 148 p. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.

BATALHA, César Augusto. **A indústria 4.0 aplicada a estamparias, ferramentarias e a produtos estampados: uma realidade a ser alcançada?** *Estampagem*, São Bernardo do Campo, p. 28-32, abr. 2020.

BIOPDI. **Ensaio de Embutimento: Principais conceitos**. São Paulo. 2023. Disponível em:<

<https://biopdi.com.br/artigos/ensaio-de-embutimento/>>. Acesso em:20.01.2024.

BITTENCOURT, Thiago Rangel. **Avaliação da Conformabilidade e da Resistência à Indentação dos Aços Intersticial Free High Strength Steel (IFHSS) e Bake Hardenable (BH) da Classe de 260 MPa de Limite de Escoamento**. 2014. 105 f. Dissertação (mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas)- Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte,2014.

BOEIRA, Alexandre Pitol. **Tecnologia dos materiais**. Passo Fundo, 2007.

BRANCO, Felipe Kulig. **Influência da microestrutura na anisotropia de chapas metálicas de diferentes aços estruturais**. 2007. 72 f. Monografia (Especialização- Engenharia Mecânica) -, Centro Universitário da Fei, São Paulo, 2007. Cap. 7. Disponível em: https://fei.edu.br/~rodrmagm/PROJETOS_IC/2007/IC2007_FKB.pdf. Acesso em: 23 jul. 2024.

BRATHIKAN,V.M.; SANGEETHA, N.; SANGEETHKUMAr, B.; SCIDARTH, K. Influência De Vários Diâmetros De Blanks Na Estampagem Profunda.Materialstoday:Proceedings. V. 68, p. 1995-1999, 2022. <https://doi-org.ez107.periodicos.capes.gov.br/10.1016/j.matpr.2022.08.281>

BRESCIANI F., E. (coord); **Conformação Plástica dos Metais** - Volume I, 5.^a edição, Editora da Unicamp, 1997.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I. B.; BATALHA, G. F.; BUTTON, S. T. **Conformação Plástica dos Metais**. 1. ed. São Paulo: EPUSP, 2011.

BRESCIANI FILHO, E.; *et al.* **Conformação Plástica dos Metais**, sexta edição, Campinas, Editora da Unicamp, 2011. 383 p.

BRUNO, F. *et al.* A novel machine learning method to exploit EBSD and nanoindentation for TRIP steels microstructures analysis. **Materials & Design**, v. 239, p. 112774, mar. 2024.

BUENO, B. M. Influência da geometria e altura do relevo nas forças e tensões de cunhagem. 2023. 126f. Dissertação (Mestrado) — PUC-Rio, Rio de Janeiro, 2023.

BUENO, J. S.; Schaeffer, L. Critérios de estampabilidade de chapas metálicas. **Revista Corte e Conformação de Metais**, Atualizado em: 12 nov. 2021. Edição: julho 2016.

BUTTON, Sérgio Tonini; BATALHA, Gilmar Ferreira; SILVA, Iris Bento Da; BRESCIANI FILHO, Ettore. **Conformação plástica dos metais**. 6. ed. São Paulo: Escola Politécnica, 2011. Disponível em: <https://docplayer.com.br/3811311-Conformacao-plastica-dos-metais.html>. Acesso em: 05 out. 2023.

CALLISTER JUNIOR, William D. **Ciência e Engenharia de Materiais uma Introdução**. 7. ed. Rio de Janeiro: Ltc, 2008.

CÂNDIDO, F. S. Origens do estriamento de estampagem dos aços inoxidáveis ferríticos tipo AISI 430. 2003. 171f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) –Instituto Militar De Engenharia, Rio de Janeiro, 2003.

CARDOSO, Leandro Guimarães, **AJUSTE DIGITAL DE FERRAMENTAS DE ESTAMPAGEM**. Revista Ferramental, São Paulo, jan./fev. 2022. Disponível em: <https://revistaFerramental.com.br>. Acesso em: 11 set. 2025.

CARNEIRO, J. P. S. *et al.* Comparative study of formability and mechanical properties of AISI 316 and AISI 430 stainless steel, In: 5Th International Conference On Integrity-Reliability-Failure, Porto, Portugal, 2016, p. 213-220.

CARRAMANHOS D. M. Texturas de deformação e recristalização de aços inoxidáveis ferríticos dos tipos AISI 430 E 409. 2006. 131f. Dissertação (Mestrado) — Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2006.

CAVALER L. C. C. **Parâmetro de conformação para estampagem Incremental de Chapas de Aço Inoxidável AISI 304L**. 2010. Tese (Doutorado) — Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2010.

CERETTI, E.; FIORENTINO, A.; GIARDINI, C. Process parameters influence on friction coefficient in sheet forming operations. **International Journal of Material Forming**, v. 1, n. SUPPL. 1, p. 1219–1222, 2008.

CHAWLA, K. K.; MEYERS, M. A. **Princípios de metalurgia mecânica**. Editora: Edgar Blücher. São Paulo. 1985. Págs. 1-505.

CHEMIN FILHO, R. A.; MARCONDES, P. V. P. **A Influência da Rugosidade Superficial e Espessura da Chapa na Determinação do Grau de Conformabilidade por Meio de Ensaios Mecânicos**. In: CONEM - Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2002, João Pessoa - PB. CONEM 2002, 2002.

CHEN, K.-X. *et al.* Enhanced formability of Al–Mg–Si–Zn alloy sheet via dislocation structure and texture during cold rolling. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 28, p. 3306–3318, 2024.

CHEN, P. *et al.* Numerical simulation and experimental study on tribological properties of stamping die with triangular texture. **Tribology International**, v. 132, p. 244–252, 2019.

CHEN, Q. *et al.* Microstructural evolution of a niobium-microalloyed steel during hot shear deformation and subsequent cooling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 300, p. 117417, 2022.

CHEN, X., MAO, Y., ZHOU, Z., *et al.* Parameter Identification of Normalized Cockcroft & Latham Elevated Temperature Damage Model for 35CrMo Steel Using Inverse Optimization Method, **Materials Today Communications**, v. 42, p. 111210, 2025.

CHENG, P., ZHONG, N., DAI, N., *et al.*, **Intergranular corrosion behavior and mechanism of the stabilized ultra-pure 430LX ferritic stainless steel**. *Journal of Materials Science & Technology*, v. 35, p. 1787-1796, 2019.

COELHO, Reginaldo Teixeira. **Processos de conformação dos materiais - introdução à plasticidade**. Universidade de São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos, departamento de engenharia de produção. Capítulo 1. Março, 2008.

COLGAN, M., MONAGHAN, J. Deep drawing process: analysis and experiment, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 132, n. 1-3, p. 35–41, 2003. doi: [http://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00253-4](http://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00253-4).

COLPAERT, H.; SILVA, A. L. V. Da C. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. Editora: Edgard Bluche. São Paulo. 2008. Pag 1- 652.

CORASSINI, Eduardo; MAGNABOSCO, Rodrigo. **Influência do grau de encruamento e tratamentos térmicos de recozimento nas propriedades mecânicas do aço ABNT 1006**. In: 68º Congresso da ABM, São Paulo, 2013, p. 1-10.

CORDEIRO, B. *et al.* Comparação de estampabilidade entre aço e alumínio para utilização em embalagens metálicas. **Revista de Engenharia e Tecnologia**, v. 11, N° 2, p. 227–236, 2019.

CORDEIRO, Fabrício César de Mendonça. **Avaliação da influência da temperatura de tratamento térmico de um aço inoxidável AISI 430, laminado a quente e recozido, na dissolução de carbonetos de cromo e no ataque corrosivo à superfície**. 78f. 2023. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2023.

CORRÊA, E. C. S. **Aspectos do encruamento de metais previamente Deformados a frio**. 2004. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2004.

COSTA, Alberto Luiz Nascimento; VIANA, Carlos Sérgio da Costa; CARVALHO, Sheyla Santana de; ABREU, Hamilton Ferreira Gomes de. **Formação da textura de recristalização dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 430A e 430E**. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM – INTERNACIONAL, 62., 2007, Vitória. Anais [...]. São Paulo: ABM, 2007.

COSTA, A. L. N. **Formação da textura de recristalização dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 430A e 430E**. 2006. Dissertação (Mestrado em de Ciência dos Materiais) - Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2006.

COSTA, H. B.; MIRA, F. M. **Apostila da disciplina de conformação mecânica de metais – confomação de chapas**. Florianópolis, 1987.

COSTA, R. J. G. *et al.* **Comparative Study of Microstructure, Texture, and Formability Between 11CrTi and 11CrTi+Nb ASTM 409 Ferritic Stainless Steel**. *Materials Research*, v. 20, n. 6, p. 1593–1599, 2017.

CUNHA, M. N. *et al.* **Melhoria de qualidade superficial no aço 430 estabilizado ao nióbio através do controle de teor de alumínio**. In:ABM Proceedings. **Anais...**São Paulo: Editora Blucher, 2014.

CUNHA, Patrick Marques da. **Simulação numérica do processo de estampagem a quente**, 2016. pag.86. Dissertação (mestrado em Engenharia mecânica) - Universidade de Coimbra, Coimbra, 2016.

DA ROCHA, R. P., RIFFEL, M. H., & SCHAEFFER, L. (2023). **Evaluation of forming limit diagrams of stainless Steel AISI 304 and AISI 430**. *Desenvolvimento Em Questão*, 21(59), e14301. <https://doi.org/10.21527/2237-6453.2023.59.14301>

DE VINCENTIS, N. S.; AMBROSI, A.; SCRIBANO, V. et al. **EBSD Analysis of Orientation Gradients Developed near Grain Boundaries in an AKDQ Steel Sheet Deformed by Interrupted Tensile Test**. *Materials Research*, v. 22, n. 1, p. 1-10, 2019.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed. Editora: Guanabara. Rio de Janeiro. 1981.

DIETER, G., **Mechanical Metallurgy**.: McGraw Hill, 1986.

DOEGE, E.; Hallfeld, T. Metal Working: Stretching of Sheets. Em: *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. [s.l.] Elsevier, 2001. p. 5518–5521.

DUTRA, Adilson Calmona. **Novos conceitos de pós-processamento para avaliação de ruptura**. *Revista Ferramental*, São Paulo, mar./abr. 2022. Disponível em: <https://revistaferramental.com.br>. Acesso em: 11 set. 2025.

E, D., MIZUNO, T., LI, Z., **Stress analysis of rectangular cup drawing**. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 205, p. 469-476, 2008.

EMMENS, W. C.; SEBASTIANI, G.; VAN DEN BOOGAARD, A. H. The technology of Incremental Sheet Forming—A brief review of the history. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 8, p. 981–997, 2010.

ENGLER, O.; HIRSCH, J. Recrystallization Textures and Plastic Anisotropy in Al-Mg-Si Sheet alloys. **Materials Science Forum**, v. 217–222, p. 479–486, 1996.

ERICHSEN, A.M. **A new test for thin sheets**. *Stahl und Eisen* 34:879 882 (in German), 1914.

ETIM, I. P. *et al.* Influence of stamping on the biodegradation behavior of Mg-2Zn-0.5Nd (ZN20) sheet. **Bioactive materials**, v. 5, n. 1, p. 133–141, mar. 2020.

FARIA, Alfredo F. de. REGO, Ronnie. ITA, MT-717: **Introdução a Materiais e Processos de Fabricação**, 2019.

FEDELE, R.; BRANDI, S.D.; LEBRÃO, S.G. **Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex uns S31803 por eletrodo revestido**. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM, 25. ,1999, Belo Horizonte. **Anais...**Belo Horizonte,1999.

FERESHTEH-SANIEE, F.; YAGHOUBI, S. Textural and microstructural analyses and ranking of the process parameters in hydro-mechanical deep drawing of AZ31B magnesium sheets. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 24, p. 9261–9272, maio 2023.

FERNANDES, Rogério Carlos Oliveira. **“Efeito da Temperatura de Encharque no Recozimento Contínuo e da Deformação na Laminação de Encruamento sobre as Propriedades Mecânicas de um Aço Microligado Laminado a Frio**. 2007. 93 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, 2007.

FERREIRA FILHO, A. *et al.* Evolução da textura cristalográfica de chapas de aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430 durante laminação a frio, recozimento e estampagem. **Rem: Revista Escola de Minas**, v. 61, n. 2, p. 151–158, 2008.

FERREIRA, José Sérgio. **Efeito da fração volumétrica de martensita, formada no resfriamento após resfriamento intercrítico, no grau de estriamento, propriedades mecânicas e estampabilidade de um aço tipo AISI 430**. 2005. Dissertação (mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2005.

FILHO BRESCIANI, Zavaglia, C. A. C.; Button, S. T.; Gomes, E.; Nery, Fernando A. C., **Conformação Plástica dos Metais**, Editora da Unicamp, 4ª edição, 1997.

FILHO, Antenor Ferreira *et al.* **Controle da microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem**. In: TSCHIPTSCHIN, A. P. *et al.* Textura e relações de orientação. Deformação plástica, recristalização e crescimento de grão. São Paulo: EPUSP, 2001. p. 189-203.

FISCHER, R. R.; RECCO, A. A. C.; GARZÓN, C. M. Mechanical Preparation Procedure for Characterizing by EBSD the Crystallographic Orientation in Surface Layers of Austenitic Stainless Steels Plasma Nitrided. **Materials Research**, São Carlos, v. 24, n. 5, e20210034, 2021. DOI:10.1590/1980-5373-MR-2021-0034.

FOLLE, L. F.; SCHAEFFER, L. Avaliação das condições tribológicas em estampagem de chapas através do ensaio de dobramento sob tensão. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 22, n. 2, 2017.

FONSECA, Marcelo Alves; ALVES, Willer Bastos; LACERDA, José Carlos. **Estampabilidade dos aços IF e AA para aplicação automotiva**. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 5., 2009, Belo Horizonte. **Anais [...]**. Belo Horizonte: ABCM, 2009. Disponível em: <https://www.abcm.org.br/anais/cobef/2009/busca/artigos/032002415.pdf>. Acesso em: 22 set. 2024.

GAO, F.; CHEN, Y.; ZHU, Q. *et al.*, **Formation of recrystallization texture and its effect on deep drawability for high-purified ferritic stainless steel by two step cold rolling**. *Materials & Design*. v. 226, p. 111679, 2023.

GAO, F., LIU, Z., LIU, H., *et al.*, **Texture evolution and formability under different hot rolling conditions in ultra purified 17%Cr ferritic stainless steels**. *Materials Characterization*, v. 75, p. 93-100, 2013.

GAZDER, A. A. *et al.* A correlative approach to segmenting phases and ferrite morphologies in transformation-induced plasticity steel using electron back-scattering diffraction and energy dispersive X-ray spectroscopy. **Ultramicroscopy**, v. 147, p. 114–132, 2014.

GHASRI-KHOUSANI, M.; MCDERMID, J. R. Microstructural evolution and mechanical behaviour of Fe-30Mn-C steels with various carbon contents. **Materials Science and Technology**, v. 33, n. 10, p. 1159–1170, 2017.

GONÇALVES, Karina Aparecida Martins Barcelos; OLIVEIRA, Eduarda Soares; DAMASCENO, Juliana Rodrigues; NETO, Almir Silva; AMARAL, Erriston Campos; LUIZ, Valmir Dias. **INFLUÊNCIA DO RAIO DA MATRIZ DE ESTAMPAGEM NO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DAS CHAPAS DE AÇO AISI 430 E ALUMÍNIO AA 1100***, In: *20º Seminário de Moldes, Matrizes e Ferramentas*, São Paulo, Brasil, 2024, p. 80-90.

GOODWIN, G.M., **Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop**. *SAE Technical Paper*, v. 680093, p. 1-12, 1968.

GORNI, A. A. Novos aços ferríticos garantem alta resistência e conformabilidade a chapas finas laminadas a frio. **Corte & Conformação de Metais**, p. 1–13, set. 2010.

GRÈZE, R., MANACH, P. Y., LAURENT, H., THUILLIER, S., & MENEZES, L. F. Influence of the temperature on residual stresses and springback effect in an aluminium alloy. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 52, n. 9, p. 1094–1100. 2010.

GU, J. *et al.* Improving the strength and retaining the ductility of microstructural graded coarse-grained materials with low stacking fault energy. **Materials & Design**, v. 160, p. 21–33, dez. 2018.

GUIDA, R. B. **Comportamento dos Aços Inoxidáveis em Processos da Estampagem por Embutimento e Estiramento**. ACESITA S.A & ARCELOR, jul. 2004.

GUIDA, Roberto Bamenga. **Comparação da estampabilidade de chapas de aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio obtidas através de duas rotas de fabricação**. 2006. 183 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.

GUIDI, Erick Siqueira. **Desenvolvimento de um programa paramétrico para simulação do processo de estampagem utilizando elementos finitos**. 109 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2009.

HABIB, A. Z., LIMA, L. V. P. C., BASTOS, I. N., “Análise mecânica da conformação de amostras dobradas em U usadas em teste de corrosão sob tensão”, **Revista Cereus**, v. 12, n. 4, p. 218-236, 2020.

HONEYCOMBE, R.W.K., 1985, **The Plastic Deformation of Metals**, Edward Arnold, London, 483p.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. [s.l.] Pergamon., 2004.

HUMPHREYS, F. J. Characterisation of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD). **Scripta Materialia**, v. 51, n. 8, p. 771–776, 2004.

INTERNATIONAL STAINLESS STEEL FORUM – ISSF. **The ferritic solution / The essential guide to ferritic stainless steels**. 2007.

JOHNSON, W., MELLOR, P.B., 1973, **Engineering Plasticity**, VNR, London, 646p.

KAFTANOGLU, B. Alexander, J.M. An investigation of the Erichsen test. **Journal of the Institute of Metals** 90:457 470, 1961-62

KALDUNSKI, P., **Numerical analysis of the deep drawing process including the history of stress and strain**. Journal of Theoretical and Applied Mechanics, v. 56, p. 781-792, 2018.

KALPAKJIAN, S. & SCHMIDT – **Manufacturing Engineering and Technology** 4th ed. Ed. Prentice Hall – capitulo 16 – item 16-8 e 16.9 – p. 416-420. 2003.

KANEVSKIY Stanislav, Biba Nikolay, VIASOV Andrey, GU Jiawei. **Simulation-Driven Design for Metal Forming Processes: Advancements, Case Studies, and Future Perspectives**. 2024. Disponível em: <https://www.qform3d.com/publications>.

KARBASIAN, H., & TEKKAYA, A. E. A review on hot stamping. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n.15, p.2103–2118, 2010.

KAYSELER, H. **On the proprieties of sheet steels**. Mitt. Forsch. 2:39 42 (in German), 1934.

KEELER, S.P., **Determination of forming limits in automotive stampings**. *SAE Technical Paper*, v. 650535, p. 1-9, 1965.

KOKKONEN, V; HYGREN, G. **Investigation into the accuracy of the Erichsen cupping test**. Sheet Metal Industries 36:167 178, 1959.

KUMAR, R. U., “Distribution of Radial Stresses in Deep Drawing Process”, **International Journal of Emerging Science and Engineering**, v. 1, n. 6, p. 92–95, 2013.

LANGE, K. **Forming Handbook**. New York: Mcgraw Hill and SME, 1993.

LAURENT, H., COËR, J., MANACH, P. Y., OLIVEIRA, M. C., & MENEZES, L. F. Experimental and numerical studies on the warm deep drawing of an Al-Mg alloy. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 93, p. 59–72, 2015.

LENG, S. *et al.* In-situ study on the coordinated deformation mechanism of austenitic stainless steel with mixed crystal degree. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 27, p. 5791–5804, 2023.

LI, L. *et al.* A review on the fatigue cracking of twin boundaries: Crystallographic orientation and stacking fault energy. **Progress in Materials Science**, v. 131, p. 101011, jan. 2023.

LINDBERG, R.A., 1990. **Processes and materials of manufacture**, 4 ed., New Jersey, Prentice Hall.

LIMA, Janaína Rosa. **O Efeito Da Temperatura No Alívio De Tensão E Na Microestrutura De Um Aço Twip Alto Manganês**. 2018. 92 f. Dissertação (Mestrado em Materiais)- Universidade Federal De Itajubá, Itajubá. 2018.

LIU, L. *et al.* **Crystal plasticity model to predict fatigue crack nucleation based on the phase transformation theory**. *Acta Mechanica Sinica*, v. 35, n. 5, p. 1033–1043, 11 out. 2019.

LOPES, Wellington. **Estudo do Encruamento dos Aços AISI 304 e AISI 409 com Uso da Técnica de Cisalhamento Planar Simples**. 2009. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte. 2009.

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, 2022.

LUNDGREN, Alexandre. B. **Análise do Processo de Estampagem de Chapas de Aço Através da Curva Limite de Conformação**. 2009. 148f. Dissertação (mestrado em Engenharia Civil) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2009.

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*, v. 61, p. 2472-2483, 2022.

LYU, S. *et al.* **Improving the stamping formability of rolled titanium/iron composite sheets by annealing**. *Materials Science and Engineering: A*, v. 845, p. 143241, 2022.

MACHADO, C. C.; FREITAS, M. C. Influência da taxa de deformação. *Cadernos UniFOA*, Volta Redonda, v. 5, n. 1esp, p. 106, 2018. Disponível em: <https://revistas.unifoa.edu.br/cadernos/article/view/2485>. Acesso em: 30 ago. 2024.

MADEIRA, R. P.; Modenesi, P. J. **Utilização do ensaio erichsen para a avaliação do desempenho de juntas soldadas**. *Soldagem & Inspeção*, v. 15, n. 1, p. 22–30, mar. 2010.

MAÊDA, D. A. **Modelagem da estampagem profunda de chapas metálicas via o método dos elementos finitos associado ao critério de escoamento não-quadrático de Hill**. (2009). Dissertação (Mestrado) — Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

MAJERNÍKOVÁ, J., VILKOVSKÝ, S., SPIŠÁK, E., **Analyzing earing phenomenon in deep-drawing process using Simufact Forming**. *The International Journal of Engineering and Science*, v. 12, p. 11-16, 2023.

MAGNABOSCO, A. S.; OLIVEIRA, J. A., **Caracterização da estampabilidade dos aços Cosipa, laminados a frio** - Projeto I. Cosipa, 1994.

MARCINIAK, Z., KUCZYŃSKI, K., **Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal**. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 9, p. 613-620, 1967.

MATHEUS, José Ricardo Gomes. **Texturas de laminação a morno em aços livres de intersticiais (L. I.)**. 1999. 139 f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) - Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 1999.

MENDES, W. P.; FERREIRA, C. A. M.; SOUZA, M. C. L. **Influence of annealing temperature variations on the mechanical properties and electrical energy consumption of SAE 1006 steel**. *Brazilian Journal of Development*, v. 8, n. 5, p. 35170–35181, 2022.

MENG, L., LI, W., LU, H., WANG, S., SHI, Q., MA, J., LIANG, W., & ZHENG, L. (2024). Influence of cooling manners on microstructure and mechanical properties of AISI 430 ferritic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, 889, 145853.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. 1. ed. Editora: Edgard Blucher Ltda. São Paulo. 1982. Pág.505.

MOHAMMED, A.I., **Characterizing the formability of mild steel in the production of square components by deep drawing process**. *Advances in Science and Technology Research Journal*, v. 19, p. 117–125, 2025.

MONTEIRO, Carlos Miguel Rodrigues. **Influência da variabilidade de espessura no processo de estampagem de uma taça cilíndrica**, 2024, f.66. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Coimbra, Coimbra, Portugal, 2024.

MONTEIRO, S. N. *et al.* **Estimativa da densidade de discordâncias em arranjos altamente compactos**. In: ABM Proceedings. **Anais...** São Paulo: Editora Blucher, fev. 2019.

MORAIS, F. L. D.; CORRÊA, E. C. S.; LOPES, W. **Effect of shear direction on workhardening evolution of AISI 409 steel under rolling/shearing loading**. *Materials Research*, v. 25, e20210398, 2022.

MOURA, Caio César Caldeira ; BARBOSA, Reginaldo Pinto; OLIVEIRA, Tarcísio Reis. **Effect of grain size on the drawability of the niobium-stabilized ferritic stainless steel ASTM 430**. *Tecnol Metal Mater Min*, v.7, n.4, 2020. <https://doi.org/10.4322/2176-1523.20202217>

MOUSSA, C.; GUILLAUMET, J-M.; JACQUES, A. **Statistical analysis of dislocations and misorientation distributions from EBSD measurements: Influence of noise and step size**. *Acta Materialia*, v. 135, p. 237–247, 2017.

NARASHIMHAN, K. NANDEDKAR, V.M. **Formability testing of sheet metals**. *Transactions of the Indian Institute of Metals* 49:659 676, 1996.

NAVA, E. I. G.; CASTILLO, P. E. J. R. D. Understanding martensite and twin formation in austenitic steels: A model describing TRIP and TWIP effects. **Acta Materialia**, v. 128, p. 120-134, 2017.

NETTO, Sergio Eglan Silveira. **Desenvolvimento do processo de construção de curvas limite de conformação**. 2004. 90 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2004.

NETO, M. M. da C., **Estudo Da Estampabilidade do Aço Inoxidável Aisi 441 Sob Diferentes Condições Microestruturais**. 2024. 98 f. Dissertação (mestrado em Engenharia de Materiais) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), Belo Horizonte, 2024.

OLIVEIRA, T. R. DE *et al.* **Influência da textura e da microestrutura na estampabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos 430 estabilizados ao nióbio**. In: ABM Proceedings. **Anais...**São Paulo: Editora Blucher, ago. 2008.

OLIVEIRA, Tarcísio Reis De; SILVA, Ronaldo Claret Ribeiro Da; ALCÂNTARA, Claudio Moreira De; LOPES, Robson Guimarães; FERREIRA, Jose Sérgio; ARTHUSO, Emiliana Marques; COIMBRA, Daniel Luiz; MACHADO, Valdomiro Crispim; GUIDA, Roberto Bamenga; MARTINS, Sérgio Ricardo. **Aço inoxidável ferrítico tipo ASTM 430 para estampagem profunda, com alto brilho e isento de estriamento**,. In: 68º Congresso da ABM, São Paulo, 2013, p. 2240-2250.

OLSEN, T.Y. **Machines for ductility testing**. Proceedings of the American Society for Testing and Materials 20:398 403, 1920.

OLUWOLE, O.O., ANYAECHE, C.O., FAOLA, O.V., Effect of draw ratio and sheet thickness on earing and drawability of Al 1200 cups. Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering, v. 9, p. 461-470, 2010.

PADILHA, Ângelo Fernando. **Materiais de engenharia: microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus, 2000.

PADILHA, Angelo Fernando e SICILIANO JUNIOR, F. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. São Paulo: **Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**. 2005. Pag. 1-232.

PEARCE, R. **4000 Years of sheet metal forming**. In: Newby JR, Niemeier BA (eds) Formability of metallic materials 2000 AD, ASTM, Chicago, 3 18, 1982.

PEGDEN, C. D.; SHANNON, Robert E.; Sadowski, R. P. (1995). **Introduction to Simulation Using Siman**. 1995.

PENEDO, RAFAEL LOPES FIALHO. **Microestrutura, textura e propriedades de estampagem de aços inoxidáveis ferríticos estabilizados ao Titânio e ao Nióbio após processos de laminação a quente, a frio e recozimento**. 2023. 97 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2023.

PINHEIRO, Bruno Lopes; RODRIGUES, Paulo César De Matos; ABRÃO, Alexandre Mendes. **Desenvolvimento de ferramental para a realização do ensaio de Swift em uma máquina universal**. In: VI Congresso Nacional De Engenharia Mecânica do CONEM 2010, Campina Grande, 2010.

PINTO, SARITA HAUCK MENEZES. **Influência do lubrificante na estampagem de um aço ARBL**. 2015. 82f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de São João del-Rei, São João Del-Rei, 2015.

PLAUT, Ronald Lesley; FERNANDES, Cleber; SEKERES, Thiago; SANTOS, José Carlos; NUNES, Eduardo. **INFLUÊNCIA DAS VARIÁVEIS DO PROCESSO NA ASSINATURA DE ESTAMPAGEM DE AÇOS USADOS NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA**, p. 611-620. In: *48º Seminário de Laminação, Processos e Produtos Laminados e Revestidos*, Santos, 2011.

REIS, L. C. Dos. **Estudo dos Parâmetros de Influência na Simulação Numérica de Estampagem de Chapas**. 2002.149 f. Dissertação (mestrado) — Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG), Belo Horizonte, 2002.

RICHTER, A. **Comparação dos Resultados de Diferentes Testes para a Determinação da Curva Limite de Conformação**. In: VI Conferência Nacional de deformação de chapas, 2003. Porto Alegre, Rs. **Anais...** Porto Alegre: Gráfica e Editora Brasul LTDA. Iv., p.24-29.

ROCHA, E. M.; SOUZA, J. H. C.; OLIVEIRA, J. Modelo Numérico de Processo de Hidroconformação Aplicado em Carcaças de Compressores Herméticos . **Estampagem & Conformação Brasil**, p. 34–49, set. 2022.

ROCHA, R. P. DA, RIFFEL, M. H., ROSIAK, A., & SCHAEFFER, L. Characterization of AISI 304 and AISI 430 stainless steels for application in deep drawing processes. **Brazilian Journal of Development**, v. 8, n. 7, p .51077–51101, 2022.

ROCHA, R. P., RIFFEL, M. H., DOS SANTOS, T. G., ROSIAK, A., & Schaeffer, L. Determinação das curvas limite de conformação dos aços inoxidáveis Aisi 304 e Aisi 430 para diferentes condições superficiais de lubrificação. **Brazilian Journal of Development**, v. 8, n. 7, p. 54251–54273, 2022.

ROCHA, R. P., RIFFEL, M. H., & SCHAEFFER, L. (2023). **Evaluation of forming limit diagrams of stainless Steel AISI 304 and AISI 430**. *Desenvolvimento Em Questão*, 21(59), e14301. <https://doi.org/10.21527/2237-6453.2023.59.14301>

RODRIGUES, J.; MARTINS, P. **Tecnologia Mecânica**. [S.I.]: Escolar, 2005.

RODRIGUES R, D. G. *et al.* **Estudo da recristalização de aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio**. In: ABM Proceedings. **Anais...**São Paulo: Editora Blucher, fev. 2019.

RODRIGUES, J.; MARTINS, P. **Tecnologia Mecânica**, V.1: Fundamentos Teóricos. 2. ed. v. 1. Editora ESCOLAR. 2010. Pag.695.

SAMPAIO, A. P., MARTINS, C. A., SOUZA, P. C. **Caracterização da Conformabilidade de Aço Livre de Intersticiais**. In: III Conferência Nacional de Conformação de Chapas e IV Conferência Internacional de Forjamento. Porto Alegre, (Brasil), 2003.

SANTOS, A. P. DA R. S. **Análise de textura cristalográfica por difração de raios x em aços if com diferentes adições de titânio, nióbio e fósforo**. 2017. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2017.

SANTOS, H. A. DOS. **Avaliação experimental da estampabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos da série 430 e simulação numérica do ensaio Nakazima**.2003. Dissertação (

Mestrado) — Pontifícia universidade Católica de Minas Gerais (PUC-MG), Belo Horizonte, 2003.

SCHAEFFER, L. **Conformação de Chapas Metálicas**. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2004. 193 p.

SCHAEFFER, L. Importância dos processos de manufatura por conformação mecânica para o Brasil. **Revista Thema**, v. 19, n. 1, p. Editorial, 31 mar. 2021.

SCHMIDOVÁ, E., KLEJCH, F., & SUNILKUMAR, M. R. Development of anisotropy and strain hardening in damaged stamped parts made of IF steel. **Engineering Failure Analysis**, v. 145, p. 107015, 2023.

SCHOUWENAARS, R. Calculating the grain size effect during strain hardening through a probabilistic analysis of the mean slip distance in polycrystals. **International Journal of Plasticity**, v. 178, p. 104012, jul. 2024.

SCHREIBER, R. G., SAVIMONDO, L.S., TEIXEIRA, A. R., *et al.*, “Influência dos parâmetros de estampagem incremental na estampabilidade de chapas de alumínio puro”, **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 27, n. 1, 2022.

SHANTHRAJ, P.; ZIKRY, M. A. Dislocation density evolution and interactions in crystalline materials. **Acta Materialia**, v. 59, n. 20, p. 7695–7702, dez. 2011.

SILVA, A. R. V.; GUEDES, A. E. D. S. **Mecanismos de deformação plástica por fluência aplicáveis a classe dos aços Cr-Mo**. In: ABM Proceedings. **Anais...**São Paulo: Editora Blucher, jul. 2014.

SILVA JUNIOR, J. A. S. **Estudo técnico e econômico da substituição do material de ferramentas de conformação a frio para aços de construção mecânica**. In: ABM Proceedings. **Anais...**São Paulo: Editora Blucher, ago. 2008.

SIQUEIRA, R. P. **Efeitos de orientação na recristalização do aço inoxidável ferrítico AISI 430 com grãos grosseiros e estabilizado ao nióbio**, p. 169, 2010. Tese (doutorado em Engenharia de Materiais) - Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo, Lorena, 2010.

SOUZA, C. S. “efeito do trabalho a frio prévio na microestrutura e na resistência à corrosão do aço inoxidável lean duplex uns s32304 soldado pelo processo gmaw”. 2018. Tese (Doutorado) — Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018.

SROUR JUNIOR, E.H. **Determinação do grau de conformabilidade de chapa de aço para suporte de coluna de direção e identificação de similar nacional**. 2002. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Paraná, 2002.

STRANO, M. Technological Representation of Forming Limits for Negative Incremental Forming of Thin Aluminum Sheets. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 7, n. 2, p. 122–129, jan. 2005

STÜRMER, L.; MEIRA JUNIOR, A. D. DE. Estudo do processo de estampagem com diferentes modelos tribológicos. 6. ed. [s.l.] **Revista Científica Multidisciplinar Núcleo do Conhecimento**, 2022. v. 4

SVYETLICHNYY, D., NOWAK, J., BIBA, N., & ŁACH, Ł. Flow stress models for deformation under varying condition—finite element method simulation. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 87, n. 1–4, p. 543–552, 2016.

SZEWCZYK, M., MARCINIAK, L., REJOWSKA, A., et al., Frictional characteristics of deep-drawing quality steel sheets under different lubrication conditions. *Materials*, v. 15, p. 1-17, 2022.

TANURE, Leandro Paulo de Almeida Reis, **Microestrutura e textura dos aços inoxidáveis ferríticos ASTM 439 e ASTM 430 estabilizado ao nióbio: influência nas propriedades mecânicas e de estampagem**. 2016, f. 115. Dissertação (mestrado na Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas)- Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2016.

THEIS, HENRY ERICSSON. **Manual de processos de conformação de metais**. Imprensa CRC, Editora Marcel Dekker. New York. 1999. Pág., 654.

TIBURI, FABIO. **Aspectos do processo de estampagem incremental**. 2007. 96 f. Tese (Doutorado em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.

WANG, S.; WU, Y.; XU, Q.; MA, Y.; WANG, T. **Research on stamping formability and process simulation of AZ31 magnesium alloy based on deep learning**. *Materials Today Communications*, v. 40, p. 109807, 2024.

WANG, S. *et al.* Multi-scale numerical investigation of deep drawing of 6K21 aluminum alloy by crystal plasticity and a stress-invariant based anisotropic yield function under non-associated flow rule. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 102, p. 736–755, set. 2023.

WANG, X. *et al.* Effect of particle size distribution on the microstructure, texture, and mechanical properties of Al–Mg–Si–Cu alloy. **International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials**, v. 25, n. 8, p. 957–966, 4 ago. 2018.

WANG, Z. *et al.* A multi-state fusion informer integrating transfer learning for metal tube bending early wrinkling prediction. **Applied Soft Computing**, v. 151, p. 110991, jan. 2024.

WANG, Y.; LI, H.; XIE, J.; LI, M.; CHEN, A.; LI, J. **Influence of Cold Rolling on the Recrystallization Texture and Ridging Severity of Ferritic Stainless Steel**. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 30, n. 6, p. 3342–3350, 2021.

WÓJCIK, Ł., PATER, Z. Comparison Analysis of Cockroft–Latham Criterion Values of Commercial Plasticine and C45 Steel, **Acta Mechanica et Automatica**, v. 12, n. 4, p. 286–293, 2018.

WRIGHT, S.I., NOWELL, M.M., FIELD, D.P., **A review of strain analysis using electron backscatter diffraction**. *Microscopy and Microanalysis*, v. 17, p. 316-329, 2011.

XIE, Z. J. *et al.* Structure–property relationship in a 960 MPa grade ultrahigh strength low carbon niobium–vanadium microalloyed steel: The significance of high frequency induction tempering. **Materials Science and Engineering: A**, v. 618, p. 112–117, nov. 2014.

XU, L., BARLAT, F., AHN, D.C., BRESSAN, J.D., **Forming limit and fracture mechanism of ferritic stainless steel sheets**. *Materials Science and Engineering A*, v. 528, s/p., 2011.

YANG, H. W.; WIDIANTARA, I. P.; KO, Y. G. Effect of deformation path on texture and tension properties of submicrocrystalline Al-Mg-Si alloy fabricated by differential speed rolling. **Materials Letters**, v. 213, p. 54–57, fev. 2018.

YANG, Z. *et al.* Tensile deformation behavior of high-strength TA18 titanium alloy tube under warm forming conditions and constitutive model based on dislocation density. **Materials Today Communications**, v. 37, p. 107336, dez. 2023.

YAZAWA, Y.; NAKAI, N.; KAJIWARA, S.; KIKUCHI, S. **Effect of Chromium Content on Relationship Between r-value and {111} Intensity in Recrystallization Texture of Ferritic Stainless Steels**. *ISIJ International*, v. 43, n. 10, p. 1647–1654, 2003.

YVELL, K.; GREHK, T. M.; HEDSTRÖM, P.; BORGSTAM, A.; ENGBERG, G. EBSD analysis of surface and bulk microstructure evolution during interrupted tensile testing of a Fe-19Cr-12Ni alloy. **Materials Characterization**, v. 141, p. 8-18, 2018.

YVELL, K.; NYGREN, J.; ANDERSSON, H.; KARLSSON, L.; THOR, O. **Experimental Studies of Deformation Structures in Ferritic Steels by EBSD**. *Materials Characterization*, v. 142, p. 129–139, 2018.

ZHANG, D. *et al.* Mechanical anisotropy and microstructural heterogeneity of a free-forged ME20 alloy with a large cross section. **Materials Science and Engineering: A**, v. 863, p. 144551, jan. 2023.

ZHANG, L. *et al.* Texture, Microstructure and Mechanical Properties of 6111 Aluminum Alloy Subject to Rolling Deformation. **Materials Research**, v. 20, n. 5, p. 1360–1368, 31 jul. 2017.

ZHANG, S. *et al.* Correlation between plastic deformation mechanism and texture evolution of a near β -Ti alloy deformed in β region. **Intermetallics**, v. 170, p. 108333, jul. 2024.

ZHANG, S.; LIN, L.; WANG, Z.; FAN, H.; LI, X. **EBSD analysis of strain distribution and evolution in ferritic-pearlitic SA204 Grade C steel under strain-controlled low-cycle fatigue tests**. *Materials Characterization*, v. 188, n. 9, p. 111920, 2022.

ZHAO, J. *et al.* Study on the formability of copper foils during multi-step micro deep drawing. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 28, p. 2187–2198, 1 jan. 2024.

ZHAO, J. *et al.* Effect of hot rolling finishing temperature and intermediate annealing on the microstructure, texture evolution, and comprehensive properties of Al-Mg-Si alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 970, p. 172525, jan. 2024.

ZHOU, J., SHEN, J., HU, S., ZHAO, G., & WANG, Q. Microstructure and mechanical properties of AISI 430 ferritic stainless steel joints fabricated by cold metal transfer welding. *Materials Research Express*, v. 6, n. 11, 2019.