Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais





Dissertação de Mestrado

Helbert Stéfano Goulart Francisco

ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO ENCRUAMENTO DO AÇO AISI 430 TIPOS A E F APÓS DIFERENTES TRAJETÓRIAS DE DEFORMAÇÃO

Julho de 2022

# ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO ENCRUAMENTO DO AÇO AISI 430 TIPOS A E F APÓS DIFERENTES TRAJETÓRIAS DE DEFORMAÇÃO

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.

Área de concentração: Ciência e Desenvolvimento de Materiais Linha de pesquisa em Seleção, Processamento e Caracterização de Materiais Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes Coorientadora: Profa. Dra. Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Belo Horizonte

Julho de 2022



Ficha elaborada pela Biblioteca - Campus Nova Suiça – CEFET-MG Bibliotecário: Wagner Oliveira Braga CRB6 - 3261





#### ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO Nº 29/2022 - POSMAT (11.52.07)

Nº do Protocolo: 23062.036645/2022-75

Belo Horizonte-MG, 21 de julho de 2022.

#### DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

#### "ESTUDO DA EVOLUÇÃO DO ENCRUAMENTO DO AÇO AISI 430 APÓS DIFERENTES TRAJETÓRIAS DE DEFORMAÇÃO"

Autor: Helbert Stéfano Goulart Francisco

Orientador: Prof. Dr. Wellington Lopes

A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou em 22 de julho de 2022 esta Dissertação:

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

Prof<sup>\*</sup> Dr.<sup>\*</sup> Elaine Carballo Siqueira Correa (COORIENTADORA) Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET/MG

Prof. Dr. Marcello Rosa Dumont (EXAMINADOR INTERNO) Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais - CEFET-MG

Prof. Dr. André Guimarães Ferreira (EXAMINADOR EXTERNO) Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG

> (Assinado digitalmente em 22/07/2022 11:49) ANDRE GUIMARAES FERREIRA PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO DEMAT (11.35.06) Montrada: ###110#5

(Assinado digitalmente em 22/07/2022 11:50) ELAINE CARBALLO SIQUEIRA CORREA PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO DEMAT (11:55:06) Matricula: ###065#4 (Assinado digitalmente em 22/07/2022 11:56) MARCELLO ROSA DUMONT PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO DEMAT (11:55.06) Matricula: ###437#9 (Assinado digitalmente em 22/07/2022 11:48) WELLINGTON LOPES PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO DEMAT (11.55.06) Matricula: ###792#7

Visualize o documento original em https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp informando seu mímero: 29, ano: 2022, tipo: ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO, data de emissão: 21/07/2022 e o código de verificação: 4b5eb2a83f

#### AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente à Deus por me permitir alcançar mais uma importante conquista. Sem a presença DELE em minha vida, nada disso seria possível.

Aos meu pais Carlos e Elaine por estarem sempre ao meu lado, me apoiando independente de qual decisão tomar, vocês me deram o melhor alicerce que uma pessoa pode ter.

Aos meus irmãos Karen e Stenio por permanecerem comigo e serem parceiros sempre quando precisei.

À minha avó Jandira pelo seu cuidado em me falar palavras que me motivaram e me deram conforto nos momentos em que ela nem sabia que eu precisava.

À minha noiva e futura esposa Gabriela, por caminhar comigo nesses mais de nove anos juntos e ser uma das minhas principais motivadoras em persistir nos desafios que me lanço à vida, estar com você me ajuda muito a continuar.

Ao meu orientador Wellington por me ajudar e apoiar em todas as dificuldades vivenciadas durante esse estudo, pelo grande aprendizado compartilhado nos momentos que tivemos juntos e por ser essa pessoa do bem, o mundo precisa de mais pessoas como você. Agradeço muito a Deus por você ser meu orientador.

À minha co-orientadora Elaine Carballo, pela enorme sabedoria compartilhada e por ser a peça chave no retorno da minha trajetória acadêmica, contribuindo com meu crescimento através da sua facilidade em transmitir o conhecimento e de se relacionar.

Agradeço ao Demat e seus colaboradores pela autorização e auxílio na utilização dos equipamentos e realização dos ensaios nos laboratórios.

Aos colaboradores do laboratório de conformação mecânica do Departamento de Engenharia da UFMG pela ajuda nos experimentos.

Aos colaboradores da VOA indústria pela autorização e apoio nos procedimentos de estampagem e simulação por Elementos Finitos.

Aos colaboradores da VSB, pela ajuda na preparação e execução das análises mecânicas, químicas e metalúrgicas realizadas.

Agradeço a todos que contribuíram de alguma forma com a evolução desse estudo direta ou indiretamente. Muito obrigado!

#### RESUMO

A estampagem é um processo de conformação mecânica capaz de gerar uma variada gama de produtos, desde artefatos utilizados como suporte de máquinas assim como produtos para o setor automotivo. Neste contexto, o estudo do encruamento, uma das principais variáveis controladas durante conformação, é essencial para prever o limite de deformação plástica que um determinado material pode suportar até a fratura. O encruamento auxilia também no entendimento de diversos fenômenos metalúrgicos que surgem durante as deformações, além de contribuir para o estudo de diferentes tipos de defeitos em produtos metálicos. Considerando essa abordagem, este trabalho realizou o estudo da evolução do encruamento de dois aços inoxidáveis ferríticos 430, classificados como tipos A e F. Os experimentos foram feitos para dois estados iniciais: recebido e recozido a 850°C com tempo de encharque de 60 e 40 minutos após mudanças na trajetória de deformação, assim como em amostras retiradas de um produto estampado. Para tanto, foram realizadas caracterizações mecânica e estrutural com uso das técnicas de ensaios de tração, cisalhamento, microdureza Vickers, microscopias óptica (MO) além da difração de raios X (DRX). As mudanças na trajetória de deformação foram efetuadas mediante a execução de rotas de carregamento compostas por tração/cisalhamento com pré-deformação em tração de 30% e 50% do valor do alongamento uniforme dos aços AISI 430 tipos A e F, e rotas do tipo Bauschinger, sendo estas compostas por cisalhamento direto/cisalhamento reverso/cisalhamento direto, para duas amplitudes de deformação efetiva. Os corpos de prova de cisalhamento foram retirados de diferentes regiões de um produto estampado para investigar a evolução do encruamento dos aços AISI 430 tipos A e F. Os resultados indicaram a redução na tensão de fluxo nas rotas tração-cisalhamento e efeito Bauschinger sendo proporcional ao aumento da pré deformação, bem como transientes na taxa de encruamento para ambas as rotas. A estampagem se mostrou capaz de alterar o encruamento localizado, alterando sua resposta mecânica e, a simulação por elementos finitos foi eficiente em prever os níveis de deformação submetidos na estampagem.

Palavras-chave: estampagem, AISI 430 e encruamento.

#### ABSTRACT

The stamping is a mechanical forming process used for generating a wide range of products, since artifacts used as machine support as well as automotive products. In this context, the study of the work hardening, one of the most variables controlled during forming process, is essential to predict the limit of plastic deformation up to the fracture. The work hardening study helps on the understanding of several metallurgical phenomena that raises during forming, beyond to contributes with defects study in metals products. Considering this approach, this work carried out the study of the evolution of the work hardening of two ferritic 430 stainless steels, classified as types A and F. The experiments were carried out for two initial states: received and annealed at 850°C with soaking time of 60 and 40 minutes after changes in strain paths, as well as samples taken from a stamped product. This manner, mechanical and microstructural analyses were performed using tensile test, shear test, Vickers microhardness, optical microscopy (MO) and by X-ray diffraction (XRD). The changes in the strain path were performed by tensile/shear loading routes with tensile predeformation of 30% and 50% of the uniform elongation value of 340 stainless steel. Bauschinger type routes also will be made using direct shear/reverse shear/direct shear, for two effective strain values. Finally, shear specimens were taken from different regions of a stamped product to investigate the work hardening evolution of 430 stainless steel. The results shown the flow stress reduction among the tensile/shear routes and Bauschinger, being proportional to pre deformation increasing level. Transients in the word hardening were also detected for this routes. The metal stamping process was capable to change the localized work hardening, changing the mechanical behavior. The simulation by finite elements was efficient to predict the deformation level performed by metal stamping.

Key words: forming, 430 stainless steel, work hardening

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Ferramentas da Estampagem22
Figura 2 – Partes integrantes de uma operação de estampagem a quente29
Figura 3 – Defeitos na estampagem profunda31
Figura 4 - Forças envolvidas no retorno elástico32
Figura 5 – Influência da anisotropia na razão limite de estampagem
Figura 6 - Influência do angulo da matriz na razão limite de estampagem
Figura 7 - Influencia da deformação a frio nas propriedades mecânicas de aços inoxidáveis
Figura 8 - CLC para algumas ligas e metais
Figura 9 – Janela de conformação na CLC
Figura 10 - Caracterização dos ensaios responsáveis pela determinação da CLC40
Figura 11 - Curva CLC plotada após medições dos círculos e elipses41
Figura 12 – Modos de deformação para diferentes taxas de deformação42
Figura 13 – Tipo de deformação para cada taxa de deformação calculada42
Figura 14- Curvas tensão efetiva-deformação efetiva para a rota tração/cisalhamento nas orientações de 45°, 90° e 135°46
Figura 15 - Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o carregamento Bauschinger
Figura 16-Diagrama limite de conformação com a presença de deformação linear e não-linear
Figura 17 - Curvas tensão-deformação convencional e verdadeira49
Figura 18 - Comportamento da superfície de escoamento no encruamento isotrópico e cinemático
Figura 19- Diagrama Limite de Conformação52
Figura 20 – Efeito de m no diagrama limite de conformação (n=0,2, K=150 MPa)53
Figura 21 - Limite de conformação antes e após a estampagem54

Figura 22 - Estampagem de um blank encruado localmente pela indentação de um punção
Figura 23 - Curvas taxa de encruamento normalizada -deformação efetiva após aplicação de uma rota do tipo Bauschinger
Figura 24 – Rotas de processamento dos experimentos58
Figura 25 - Detalhes da rota 01 - tração-cisalhamento59
Figura 26 – Detalhes da rota 02, cisalhamento direto-cisalhamento reverso- cisalhamento direto
Figura 27 – Detalhes da rota 03, estampagem do produto61
Figura 28 - Esquema para caracterização mecânica62
Figura 29 - Dimensões do corpo de prova de tração uniaxial63
Figura 30 - Corpo de prova de cisalhamento com as indicações de $\Delta L$ e b66
Figura 31 - Esquema das medições da dureza Vickers (HV)68
Figura 32 - Esquema para as caracterizações estrutural e química
Figura 33 – Locais para retirada de amostras71
Figura 34 - Telas Erichsen com grades de círculos para a marcação eletroquímica 72
Figura 35 - Chapa de aço AISI 430 no estado recebido com impressão de círculos de 3,0mm através de marcação eletroquímica73
Figura 36 - Chapa de aço AISI 430 no estado recozido com impressão de círculos de 8,0mm através de marcação eletroquímica73
Figura 37 - Produto estampado após a marcação eletroquímica74
Figura 38 – Medições das elipses nas direções horizontal e vertical da posição 274
Figura 39 - Micrografias das amostras no estado recebido dos aços AISI 430 tipos A e F77
Figura 40 - Micrografias das amostras no estado recozido dos aços AISI 430 a) tipo A e b) tipo F, ampliação de 200x78
Figura 41 – Difratograma aço AISI 430 tipo A recebido e recozido80
Figura 42 - Difratograma aço AISI 430 tipo F recebido e recozido80

Figura 43 - Boxplot dos aços AISI 430 tipos A e F nos estados recebido e recozido 82
Figura 44 - Intervalo de Dureza Média (µx) para os aços AISI 430 tipos A e F83
Figura 45 – Curvas tensão x deformação convencional dos aços AISI 430 tipos A e F no estado recebido
Figura 46 - Curvas tensão x deformação convencional dos aços AISI 430 tipos A e F no estado recozido
Figura 47- Curvas da taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras recebidas e recozidas do aço AISI 430 tipos A e F
Figura 48 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva em tração para o AISI 430 tipo A recozido nas direções 0º, 45º e 90º
Figura 49 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva em tração para o AISI 430 tipo F recozido nas direções 0º, 45º e 90º
Figura 50 - Curvas tensão efetiva - deformação efetiva para o aço AISI 430 tipo A recebido nas direções 0º, 45° e 90° obtidas mediante ensaio de cisalhamento90
Figura 51 - Curvas tensão efetiva x deformação efetiva para o aço AISI 430 tipo F recebido obtidas mediante ensaio de cisalhamento91
Figura 52 - Curvas tensão Efetiva x deformação efetiva para os aços AISI 430 tipos A e F recozidos obtidas mediante ensaio de cisalhamento
Figura 53- Curvas tensão - deformação efetiva das amostras do aço AISI 430 tipo A pré-deformadas com 30% e 50% de AU seguido de cisalhamento monotônico e curva monotônica de referência
Figura 54- Curvas tensão - deformação efetiva das amostras do aço AISI 430 tipo F pré-deformadas com 30% e 50% de AU seguido de cisalhamento monotônico e curva monotônica de referência
Figura 55 - Curvas tensão - deformação efetiva das amostras do aço AISI 430 tipo F pré-deformadas com 30% de AU seguido de cisalhamento monotônico e curva monotônica de referência
Figura 56 - Curvas tensão - deformação efetiva das amostras do aço AISI 430 tipos A e F e pré-deformadas com 50% de AU seguido de cisalhamento monotônico e curva monotônica de referência

Figura 61 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva rota cisalhamento direto 16,7% + cisalhamento reverso 7,81% + cisalhamento direto do aço AISI 430 tipo A .......103

Figura 64 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva rota cisalhamento direto 7,38% + cisalhamento reverso 6,44% + cisalhamento direto do aço AISI 430 tipo F.......106

Figura 69 - Gráfico de superfície para as deformações do aço AISI 430 tipos A e F

Figura 70 - Ensaio de Cisalhamento AISI 430 tipo A estampado118
Figura 71 Ensaio de Cisalhamento AISI 430 tipo F estampado118
Figura 72-Curvas da taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras recebidas e estampados do aço AISI 430 tipo A
Figura 73 - Curvas da taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras recozidas e estampados do aço AISI 430 tipo A
Figura 74 - Curvas da taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras recebidas e estampados do aço AISI 430 tipo F
Figura 75 - Curvas da taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras recozidas e estampadas do aço AISI 430 tipo F
Figura 76 – Comportamento do coeficiente de encruamento - AISI 430 tipos A e F Recebido e Recozido

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição Química Típica dos aços AISI 430 tipos A e F57
Tabela 2 - Propriedade Mecânica Típica dos aços AISI 430 tipos A e F57
Tabela 3 - Dimensões dos corpos de prova de tração uniaxial previstas pela normaABNT NBR 6892 (2013)
Tabela 4 - Análise Química aço AISI 430 tipo A76
Tabela 5 - Análise Química aço AISI 430 tipo F76
Tabela 6 – Análise do teor de carbono amostras AISI 430 tipos A e F77
Tabela 7 - Diâmetro médio dos grãos dos aços AISI 430 tipos A e F nos estadosrecebido e recozido
Tabela 8 - Intervalos para o diâmetro dos grãos (µm) em função da condição dos aços AISI 430
Tabela 9 - Dureza Vickers (HV) média dos aços AISI 430 tipos A e F nos estadosrecebido e recozido
Tabela 10 - Intervalos para a dureza Vickers (HV) em função da condição dos aços AISI 430 tipos A e F
Tabela 11 – Resumos das propriedades mecânicas dos aços AISI 430 tipos A e F.83
Tabela 12- Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e recozidas AISI 430 tipos A e F
Tabela 13 - Resultados de limite de escoamento para as amostras AISI 430 tipos A e F no estado como recozido
Tabela 14- Valores de anisotropia obtidos para os aços AISI 430 tipos A e F recozidos
Tabela 15 - Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e recozidas do aço AISI 430 tipo A100
Tabela 16 - Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e recozidas do aço AISI 430 tipo F101

Tabela 17 - Coeficiente de encruamento para a rota de carregamento Bauschinger doaço AISI 430 tipos A e cisalhamento monotônico
Tabela 18 - Coeficiente de encruamento para a rota de carregamento Bauschinger doaço AISI 430 tipos F e cisalhamento monotônico108
Tabela 19 – Deformação Bauschinger para as rotas de processamento dos aços AISI 430 tipos A e F
Tabela 20 - Resultados de dureza (HV) obtidos para amostras dos produtosestampados dos aços AISI 430 tipos A e F recebido e recozido111
Tabela 21 - Deformações e modos de deformação por posição, amostras estampadas, estado recebido, AISI 430 tipos A e F113
Tabela 22 - Deformações e modos de deformação por posição, amostras estampadas, estado recozido, AISI 430 tipos A e F114
Tabela 23-Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e estampadas do açoAISI 430 tipo A
Tabela 24 - Coeficiente de encruamento das amostras recozidas e estampadas doaço AISI430 tipo A120
Tabela 25 - Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e estampadas doaço AISI 430 tipo F
Tabela 26 - Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e estampadas doaço AISI 430 tipo F

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas	

- AISI American Iron and Steel Institute
- AU Alongamento Uniforme
- CCC Cúbica de Corpo Centrado
- CFC Cúbica de Face Centrada
- CLC Curva limite de conformação
- DL Direção de Laminação
- DRX Difração de Raios X
- EEO Espectroscopia de Emissão Óptica
- HCI Ácido Clorídrico
- HV Dureza Vickers
- ICQ Têmpera Inter crítica
- IMQ Têmpera Intermediária
- LE Limite de Escoamento
- LRT Limite de Resistencia à Tração
- MO Microscopia Óptica
- P Carga
- SQ Têmpera em Etapas

# LISTA DE SÍMBOLOS

R	Anisotropia Normal
R <sub>m</sub>	Anisotropia Normal Média
ΔR	Anisotropia Planar
L	Comprimento
DL	Direção de Laminação
<i>d</i> 1	Diâmetro elipse após deformação no eixo y
d2	Diâmetro elipse após deformação no eixo x
<i>d</i> 0	Diâmetro elipse antes da deformação
t	Dimensão da espessura após deformação
<i>t</i> 0	Dimensão da espessura antes da deformação
n	Expoente de Encruamento
b	Largura do corpo de prova de cisalhamento
γ	Deformação Cisalhante
β	Deformação de Bauschinger
Ee	Deformação Efetiva
ε3	Deformação na Espessura
$\varepsilon_1$	Deformação Principal Máxima, eixo y
<i>E</i> <sub>2</sub>	Deformação Principal Mínima, eixo x
εw	Deformação Verdadeira na Largura
εt	Deformação Verdadeira na Espessura
τ	Tensão Cisalhante
σf	Tensão de Fluxo
σe	Tensão Efetiva

1.	INT	RODUÇÃO	18
2.	OB	JETIVOS	20
	2.1.	Objetivo Geral	20
	2.2.	Objetivo Específico	20
3.	RE	VISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
	3.1.	Estampagem	21
	3.1.1	. Ferramentas de Estampagem	22
	3.1.2	. Maquinas de Estampagem	23
	3.1.3	Operações de Estampagem	24
	3.1.4	. Estampagem Profunda	24
	3.1.5	Ironing	26
	3.1.6	. Tendências na Estampagem	26
	3.2.	Defeitos em peças estampadas	30
	3.3.	Anisotropia	33
	3.4.	Estampabilidade	35
	3.5.	A deformação plástica na estampagem	38
	3.6.	Trajetória ou Caminho de Deformação	43
	3.7.	Encruamento	48
	3.7.1	Expoente de Encruamento	50
	3.7.2	O encruamento e a estampagem	51
4.	MA	TERIAIS E MÉTODOS	57
	4.1.	Material	57
	4.2.	Procedimento Experimental	58
	4.2.1	. Rota 01: Tração-Cisalhamento	58
	4.2.2	Rota 02: Cisalhamento Direto- Reverso-Direto (Efeito Bauschinger)	59
	4.2.3	Rota 03: Estampagem do Produto	61
	4.3.	Caracterização Mecânica	62
	4.3.1	Ensaio de Tração	63
	4.3.2	Ensaio de Cisalhamento	65
	4.3.3	Ensaio de Microdureza Vickers	67
	4.4.	Análise Estatística	68
	4.5.	Tratamentos Térmicos	68
	4.6.	Caracterização Estrutural e Química	69
	4.6.1	Análise Química	69

# SUMÁRIO

4.6.2. Análise Micrográfica	70
4.6.3. Difração de Raios X (DRX)	70
4.7. Procedimento de Estampagem	71
4.7.1. Impressão Malha de Círculos	71
4.7.2. Medição da Deformação Plástica	73
4.8. Simulação por Elementos Finitos	75
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	76
5.1. Análise Química	76
5.2. Análise Microestrutural	77
5.3. Caracterização Mecânica	81
5.3.1. Microdureza Vickers (HV)	81
5.3.2. Tração	83
5.3.3. Anisotropia	86
5.3.4. Ensaios de cisalhamento	90
5.3.5. Rota 01: Tração-Cisalhamento	92
5.3.5.1. Avaliação da influência da pré-deformação	92
5.3.5.2. Avaliação da influência do aço AISI 430 tipos A e F	95
5.3.5.3. Avaliação da influência das condições recebido e recozido	97
5.3.6. Rota 02: Cisalhamento Direto- Reverso-Direto (Efeito Bauschinger)	102
5.3.6.1. Aço AISI 430 tipo A: Cisalhamento Direto 16,7% + Cisalhamento Reverso 7,81% + Cisalhamento Direto	102
5.3.6.2. Aço AISI 430 tipo F: Cisalhamento Direto 7,38% + Cisalhamento Reverso 6,44% + Cisalhamento Direto	105
5.4. Estampagem	109
5.4.1. Dureza Vickers (HV) – Amostras Estampadas	110
5.4.1. Análise das Deformações – Amostras Estampadas	111
5.4.1. Ensaio de Cisalhamento Monotônico – Amostras Estampadas	117
6. CONCLUSÕES	125
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	127

### 1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis são aplicados em diversos segmentos do mercado. As características destacadas desses aços estão relacionadas principalmente a resistência à corrosão, propiciando a esses aços diversas vantagens competitivas. Segundo Zwia (2019), o aço inoxidável se tornou uma escolha sustentável a diversas aplicações como materiais cirúrgicos, estruturas e chassis de veículos, bem como ferramentas e componentes de máquinas do setor alimentício. Como resultado foram obtidos produtos de baixo custo de manutenção durante sua extensa vida útil, que poderão ser reutilizados incontáveis vezes, devido à possibilidade de reciclá-los sem perda de qualidade.

Os aços inoxidáveis ferríticos são os mais simples e de menor custo, quando comparados aos demais aços inoxidáveis, como os austeníticos, martensíticos e os austeno-ferríticos (duplex), devido ao baixo teor de níquel em sua composição química. O aço 430 é bem típico dentre os aços inoxidáveis ferríticos, foi desenvolvido a partir do ano de 1920 e ainda é largamente utilizado.

O teor elevado de carbono (máximo 0,5%) nesses aços possibilita a formação de austenita a altas temperaturas, podendo em sequência se transformar em martensíta caso ocorra a têmpera. Para uma melhor condição de utilização, os aços inoxidáveis 430 são tratados termicamente por recozimento subcrítico, de modo a evitar a formação de martensíta e distribuir o cromo após a formação estável dos carbonetos (MCGUIRE, 2008).

Os produtos fabricados a partir da estampagem do aço inoxidável 430 são de grande variedade, incluindo desde domésticos até automotivos. Esses setores têm cada vez mais solicitado produtos com características dimensionais e mecânicas mais restritas, desencadeando a necessidade de melhoria no desenvolvimento dos produtos e dos processos de fabricação. A busca por materiais robustos traz consigo alguns eventos que não são desejáveis para o desempenho da peça estampada, tais como, o retorno elástico (MENDIGUREN, 2017), o qual é responsável pela redução da precisão dimensional de produtos estampados (HASHEMI *et al.,* 2022). Pode-se citar também à variação do comportamento mecânico à medida que esse material é deformado

plasticamente devido à presença de transientes no encruamento (MÁNIK et al., 2015), descontinuidades no acabamento da superfície das chapas, dentre outros aspectos.

A melhora dos processos de fabricação afeta também a conformabilidade das chapas de diversos materiais, sendo a mudança na trajetória de deformação uma das causas do mencionado efeito. Na estampagem, essas alterações na conformabilidade são observadas quando a chapa flui sobre o formato de uma matriz ou quando ocorre uma mudança de um estágio de conformação para o outro (SCHLOSSER, 2019), viabilizando o estudo do comportamento mecânico das chapas quando solicitadas a partir de uma combinação de esforços.

O entendimento da evolução do endurecimento por deformação plástica, ou seja, do encruamento, constitui um aspecto de fundamental importância para a compreensão dos diferentes fenômenos que acometem os materiais metálicos. A ocorrência de transientes na taxa de encruamento é um exemplo, esses transientes podem limitar a capacidade de deformação plástica de um material durante o processo de deformação plástica, o qual é primordial para a fabricação de diferentes tipos de produtos (MORAIS, 2020).

Considerando essa abordagem, este trabalho investiga a evolução do encruamento de dois tipos de aços inoxidáveis ferríticos classificados como aço AISI 430 (tipos A e F) após mudanças sucessivas na trajetória de deformação através da combinação dos ensaios de tração, cisalhamento e do processo de estampagem. Os ensaios podem ser associados às diferentes combinações de esforços mecânicos que esses materiais experimentam durante a fabricação de diversos produtos estampados.

Nesse contexto, o encruamento foi estudado em chapas nos estados recebido (laminado a frio) e recozido, a partir da confecção de corpos de prova retirados de chapas, com e sem a execução de uma operação de estampagem.

### 2. OBJETIVOS

### 2.1. Objetivo Geral

O objetivo geral deste trabalho é estudar a evolução do encruamento do aço AISI 430, tipos A e F nos estados como recebido e recozido após mudanças na trajetória de deformação em amostras retiradas de chapas com e sem deformação prévia por estampagem.

### 2.2. Objetivo Específico

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- a) Caracterizar os aços AISI 430 tipos A e F com uso dos ensaios de tração, cisalhamento, microdureza Vickers, bem como análise de microestrutura e DRX;
- b) Estudar a evolução do encruamento para a rota de carregamento do tipo tração/cisalhamento com pré-deformação em tração de 30% e de 50% do valor do alongamento uniforme, para os dois estados dos aços AISI 430 tipos A e F;
- c) Avaliar o comportamento do encruamento para a rota de carregamento do tipo Bauschinger composta pela combinação dos ensaios de cisalhamento direto e cisalhamento reverso para o AISI 430 tipos A e F no estado como recozido;
- d) Investigar a evolução do encruamento após a estampagem de um produto, mediante a retirada de corpos de prova para ensaio de cisalhamento em diferentes regiões do produto.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta seção foram abordados assuntos correlacionados às mudanças na trajetória de deformação, como observado em diferentes operações de estampagem, assim como a definição e a discussão de diferentes situações em que são observadas variações do encruamento, à medida que um determinado material é deformado plasticamente.

### 3.1. Estampagem

Conforme exposto por Kashapova (2016) é muito difícil desenvolver a produção de maquinários, estrutura de veículos e fuselagens sem a presença da estampagem, devido ao seu avançado método de conformação a elevada pressão de conformação. A estampagem permite a confecção de geometrias complexas dificilmente obtidas por outros métodos, gerando estruturas duráveis de baixo peso e com um menor consumo de materiais, possibilitando ainda a produção de elementos intercambiáveis com elevada precisão dimensional sem tratamento térmico posterior.

A operação de estampagem foi criada em tempos antes de Cristo e até hoje possui significativa importância industrial. Ela possui uma capacidade de produção em grande escala de produtos com excelente acabamento e dimensões restritas, mantendo sua seção transversal. Basicamente, o processo consiste em pressionar uma chapa com determinada velocidade com uso de punções até o preenchimento de matrizes, as quais são responsáveis pela geometria/formato e dimensões do produto estampado (OLIENICK FILHO, 2003; MARCINIAK et al., 2002).

Para Pereira (2006), a estampagem representa uma compressão indireta com forças de tração e reações de compressão exercidas pelo material solicitado, surge então um escoamento do material sob um estado de tensões combinado, com a produção de forças de compressão nas direções solicitadas. A resistência à deformação interna é devido ao atrito entre a chapa e o prensa-chapa, o que pode ser melhorado utilizando um anti-rugas ou prensa chapas, exibidos na Figura 1 (MARCINIAK et al., 2002).



Figura 1 - Ferramentas da Estampagem

É importante perceber que, embora matrizes combinadas sejam usadas, a chapa não é comprimida entre elas, como ocorre na operação de forjamento, e sim esticada sobre uma ferramenta de superfície convexa. O contato com a ferramenta é na maior parte em apenas um lado da chapa, não exercendo compressão em sua espessura (MARCINIAK et al., 2002).

### 3.1.1. Ferramentas de Estampagem

Os materiais que constituem as ferramentas de estampagem são escolhidos a partir de características do processo, do produto e das próprias ferramentas, como a dimensão da ferramenta, a operação a ser executada (corte, dobra ou repuxo), além da temperatura de trabalho e do material do produto (BRESCIANI, 1997).

Os itens mais comuns e de maior importância no quesito ferramentas são punção e matriz. Estes itens são solicitados por desgaste, impacto e fadiga durante o trabalho, sendo normalmente fabricados com aços ligados para ferramentas. Os demais itens estruturais são fabricados de baixo e médio teores de carbono, enquanto que as peças que sofrem maior solicitação mecânica, como os pinos e as molas são constituídos de aços ligados para construção mecânica. Como exemplo, pode-se citar a aplicação de carboneto de tungstênio nas ferramentas de corte para aumentar a resistência ao desgaste desses materiais (BRESCIANI, 1997).

Fonte: Marciniak et al., (2002)

De forma geral, a vida útil de uma ferramenta de estampagem é definida pelo seu desgaste, o qual é afetado pelo tempo de produção e severidade da operação. O quanto uma ferramenta desgasta em uma operação de conformação é proporcional à distância em que a chapa de metal desliza sobre a ferramenta a uma determinada pressão sobre a superfície de contato (ASM HANDBOOK, V.14B 2006).

### 3.1.2. Maquinas de Estampagem

As prensas são as principais máquinas utilizadas na operação de estampagem, sendo construídas com grande atenção às folgas, ao paralelismo, dentre outros. Com a utilização de máquinas para fabricação de ferramentas e aços mais resistentes para as ferramentas, prensas de melhor resposta mecânica também são exigidas, as quais deverão exibir a redução de folgas, aumentando assim a vida útil do ferramental (ASM HANDBOOK, V.14B 2006).

Diferentes tipos de prensas são usados para a execução do processo de estampagem, dentre elas, pode-se citar as mais comuns, como as prensas mecânicas, prensas de duplo efeito e prensas hidráulicas. As prensas mecânicas de simples efeito são acionadas por um motor elétrico que movimenta um volante com a utilização de energia mecânica acumulada, o eixo excêntrico é responsável pelo movimento de descida e subida de um carro (BRESCIANI, 1997).

As prensas de duplo efeito são compostas de dois atuadores em duas mesas superiores sobrepostas, de modo a operar continuamente. As operações principais as quais são realizadas pelas prensas de duplo efeito são: corte, dobra e estampagem rasa (BRESCIANI, 1997).

As prensas hidráulicas são as mais utilizadas para a operação de repuxo. Elas possuem um conjunto de moto bomba que gera pressão para o funcionamento da prensa. As válvulas realizam o controle do deslocamento, velocidade e pressão. Devido a essas características, as prensas são mais viáveis para controlar as variáveis existentes no processo (BRESCIANI, 1997).

No entanto, deve-se citar que o avanço tecnológico existente nas operações de estampagem possibilitou a combinação de diferentes esforços mecânicos de modo mais rápido e até mesmo concomitante, como observado em estampos progressivos,

os quais combinam diversas operações em um único golpe, propiciando o aumento da produtividade com um baixo custo de produção por peça (ASM HANDBOOK, V.14B 2006).

### 3.1.3. Operações de Estampagem

As ferramentas utilizadas na estampagem executam operações de corte e dobra, comumente realizadas a frio e operação de repuxo, a qual pode ser realizada frio e a quente, conforme aplicação (RODRIGUES E MARTINS, 2005).

A operação de corte consiste em alcançar determinada geometria em chapas que sofreram a ação de uma punção. A forma externa da punção deve ser de acordo com o que se deseja obter de contorno externo da peça, já o formato interno da peça é estabelecido pela matriz (RODRIGUES E MARTINS, 2005).

Nas operações de dobramento são utilizados punções e matrizes acoplados em prensas, responsáveis pela forma da peça. O raio de curvatura e a elasticidade do material são importantes variáveis que devem ser consideradas no projeto do ferramental e da peça, de modo a evitar possíveis falhas (RODRIGUES E MARTINS, 2005).

Na operação de repuxo, as chapas metálicas conformadas possuem formato de um copo. As aplicações mais comuns correspondem a cápsulas, carrocerias de automóveis, estojos, tubos, dentre outros. Neste caso, o produto embutido gera objetos ocos a partir de chapas sem modificar a espessura destas, realizando-se a deformação em um ou mais estágios de estampagem (RODRIGUES E MARTINS, 2005).

### 3.1.4. Estampagem Profunda

A estampagem profunda é executada inserindo um blank sobre a matriz, o qual é posteriormente comprimido por uma punção para o interior da matriz. Com o objetivo de evitar o enrugamento da chapa, utilizam-se grampos ou uma pressão maior de fixação na compressão do blank. É comum ainda a utilização de recursos como antirugas e anéis de fixação em outros tipos de prensas (DIETER, 1981).

Apesar de serem claras as variáveis de controle de processo na estampagem profunda, a complexidade na interação das mesmas dificulta expressivamente a criação de um modelo matemático (DIETER, 1981).

A estampagem profunda, referida simplesmente como estampagem, sem estiramento, requer um material com características diferentes. Para a estampagem, uma baixa taxa de encruamento é desejável para que o material possa comprimir na direção circunferencial enquanto é alongado na direção radial. A alta capacidade para o alongamento é mais importante do que qualquer outra característica. Contudo, materiais de estrutura ferrítica têm uma vantagem: ligas com estrutura cubica de corpo centrado (CCC). Quando ligas CCC são laminadas para se tornarem perfis planos, elas podem reter uma orientação cristalográfica preferencial, chamada textura de laminação, como o resultado dessa deformação. Essa estrutura cristalina não aleatória pode fazer com que o material apresente alta resistência na direção da espessura (MCGUIRE, 2008).

Essa variação direcional nas propriedades de um material, ou seja, a anisotropia, afeta de modo significativo as respostas apresentadas por diferentes tipos de materiais estampados, sendo a preferência por uma determinada orientação cristalográfica função das características de uso do referido material.

Quando um material com uma textura desejável é estirado, o estiramento flui na direção de estiramento e contrai lateralmente com tensões mais baixas do que as tensões necessárias para iniciar o fluxo plástico na direção da espessura. Considerando que a taxa de encruamento mantenha a tensão de fluxo abaixo do limite de escoamento, não haverá afinamento da espessura. A geometria da estampagem profunda com restrição se adequa à capabilidade dos materiais. Esse é o motivo pelo qual a estampagem profunda de aços carbono e aços inoxidáveis ferríticos é normalmente preferencial a de outros tipos de materiais (MCGUIRE, 2008).

Se um material que será estampado for impedido de se contrair durante estiramento, a resistência à tração seria excedida antes que o fluxo de espessura ocorra, ocasionando ao material a fratura com pequena quantidade de deformação plástica. (MCGUIRE, 2008).

### 3.1.5. Ironing

A operação de *Ironing* (estiramento de copos) é uma operação utilizada para aumentar o comprimento de um tubo ou copo a partir da redução da espessura de parede e do diâmetro externo, o diâmetro interno permanece sem alteração. A redução da espessura de parede ocorrerá pela utilização de ferramentas com geometrias bem restritas, sendo similar ao processo de trefilação com mandril flutuante. Em uma primeira operação, o copo é produzido com parede de maior espessura por extrusão ou estampagem profunda. Posteriormente, a espessura de parede é reduzida mantendo o diâmetro interno, utilizando uma punção de geometria cilíndrica (ASM HANDBOOK, V.14B 2006).

No *ironing,* tanto a frio quanto a quente, são produzidos produtos com geometrias precisas e com melhorias na concentricidade. Um exemplo de aplicação da operação de *ironing* é na fabricação de latas de bebidas por estampagem progressiva de aço ou alumínio. O *ironing* é feito também para alcançar uma geometria cônica ou fazer correções ao longo da parede. A maior redução teórica de espessura de parede por operação é de aproximadamente 50%, considerando um material com seção transversal duas vezes maior antes de ser submetido a essa operação. Deste modo, a área que está sendo submetida às tensões compressivas e que deve escoar é quase igual à área deformada, a qual é tensionada e não deve sofrer escoamento. Esta situação indica que na prática a redução da espessura de parede deve ser mantida abaixo de 50%. No entanto, podem haver situações em que maiores reduções ocorram (ASM HANDBOOK, V.14B 2006).

#### 3.1.6. Tendências na Estampagem

A busca pela redução da emissão de poluentes na atmosfera está cada dia mais acentuada, devido ao seu significativo impacto no aquecimento global. Os automóveis, responsáveis por 90% da emissão de poluentes na atmosfera foram incluídos na meta de redução de CO<sub>2</sub> do comitê europeu, o qual impôs um alvo de emissão de 20% para ser reduzido até 2020. Diante do exposto, a busca e utilização de materiais que contribuam também para a redução de peso dos automóveis se tornou intensa. Diversos materiais com características de baixa densidade foram cotados para utilização, como o alumínio, magnésio e polímeros. Contudo, os aços

A.H.S.S (*Advanced High Strength Steels*), os quais dentre eles podem ser mencionados os aços bifásicos, TRIP, TWIP, *Dual Phase, Complex Phase* e martensíticos ainda possuem um menor custo e maior resistência mecânica (MORI *et al.,* 2017).

Ainda que com os benefícios no aumento das funções dos produtos estampados, os aços A.H.S.S possuem alguns comportamentos durante estampagem a frio que dificultam o processamento de chapas fabricadas por esses aços. Um elevado retorno elástico, alta carga de estampagem, menor conformabilidade, baixa vida útil e demasiado desgaste do ferramental são também resultantes do emprego dos aços A.H.S.S na indústria (MORI *et al.,* 2017). Tais condições ocasionam um aumento nos custos de produção e de manutenção do ferramental na indústria automotiva (MENDIGUREN, 2017).

Diversos estudos são realizados visando a melhoria da conformabilidade durante a estampagem. Chen et al. (2022) investigaram o processo de extrusão de um copo circular, fabricado por meio de uma chapa de material SPCG-DC06, utilizando servo-prensas. Através do controle da velocidade de deslocamento da punção estudado foi possível obter um copo estampado de maior comprimento, propiciando menor esforço de tração e compressão quando comparado com métodos tradicionais de extrusão utilizando prensas convencionais.

Hashemi *et al.* (2022) estudaram a influência da geometria dos raios da punção, matriz e da prensa chapas no afinamento de espessura e no retorno elástico de chapas estampadas de material ST14. Foi utilizada a simulação por elementos finitos como principal ferramenta na previsão dos esforços durante estampagem profunda. A partir dos resultados obtidos através da comparação da simulação com os resultados experimentais foi possível otimizar os parâmetros para se obter o menor retorno elástico. Foi identificado também que o raio da punção possui maior influência no retorno elástico e o raio da matriz um efeito mais expressivo no afinamento da chapa.

O retorno elástico faz com que a chapa após estampagem sofra significativas distorções, devido às tensões residuais inerentes ao processo. Deste modo, a estampagem a quente se tornou uma opção para as dificuldades encontradas, uma vez que durante o processo a uma temperatura relativamente alta, a ductilidade

também aumenta, melhorando consequentemente a conformabilidade da chapa (NEUGEBAUER, 2006; ALTAN, 2006).

A estampagem a quente consiste de um processo relativamente novo e surgiu com o viés de melhorar a resistência mecânica dos produtos estampados, bem como aumentar a segurança contra acidentes, reduzindo o peso dos veículos (MERKELEIN, 2008).

Durante a estampagem a quente, devido ao aquecimento cujas chapas metálicas são submetidas, a carga de conformação é consideravelmente reduzida, a conformabilidade do material é melhorada e o retorno elástico prevenido. A partir da transformação martensítica que ocorre durante a têmpera é possível reduzir até mesmo a dimensão da espessura do material, uma vez que a fase obtida proporcionará o aumento da resistência mecânica da peça (TOMASCH, 2018).

As peças estampadas são endurecidas a partir do processo de tempera utilizando as próprias matrizes, obtendo, portanto, aços com uma elevada resistência mecânica na faixa de 1,5 GPa e baixo esforço de estampagem (MORI *et al.,* 2017).

As etapas do processo de estampagem a quente consistem em: a) aquecer a chapa até a temperatura de austenitização; b) inseri-la na ferramenta com uso de robôs de forma rápida, para que se evite baixas temperaturas e microestruturas indesejáveis; c) estampar a chapa e posteriormente resfriá-la dentro da matriz, realizando a têmpera no material e em consequência, a transformação martensítica; d) retirada da peça a uma temperatura de 80°C para ser resfriada ao ar e garantir a sua geometria (MERKELEIN, 2008).

A estampagem a quente se divide em dois métodos, o direto e o indireto. O método direto é explicado no processo citado acima. No método indireto uma chapa é prédeformada a frio e, posteriormente, submetida à têmpera e subsequente calibração na prensa (MERKELEIN, 2008).

Yi et al., (2015) a partir da realização da estampagem a quente alcançaram uma elevada resistência mecânica de 1880 MPa e expressiva ductilidade com um alongamento total de 16%, utilizando um aço contendo carbono (C) na faixa de 0,2% a 0,4 % em massa e manganês (Mn) na faixa de 5% a 8% em massa. A elevada

resistência mecânica é devido à microestrutura martensítica, já a austenita retida, presente em grande quantidade, é responsável pelo alongamento total obtido.

Diante das características e dos benefícios da estampagem a quente clássica, combinada com o alto nível de produtividade imposta pela estampagem progressiva (Figura 2), foi alcançada uma alternativa importante para melhorar a qualidade dos produtos e processos. Como todo processo em desenvolvimento surgem desafios: a maior barreira enfrentada pela utilização da estampagem a quente em máquinas de estampagem progressiva é encontrar a combinação entre a temperatura do blank, estado metalúrgico do aço, o limite de conformação, comportamento mecânico, condições de corte a quente e as trocas de calor. Como parte da solução desses desafios, a simulação numérica é uma importante ferramenta também para o processo de estampagem a quente e permite definir os parâmetros de processos para obtenção das características mecânicas e geométricas desejadas (DEMAZEL, 2018).





a) Estampagem a quente clássicab) Diagrama estampagem progressiva a quente

Fonte: Demazel, 2018

A estampagem a quente, embora tenha muitos benefícios, possui uma série de desvantagens que são impactantes na avaliação do melhor processo de fabricação para um determinado material. Pode-se citar:

- 1. O alto custo de investimento, visto que é necessário adquirir fornos e prensas específicas, bem como máquinas de corte a laser.
- Os equipamentos que demandam um grande espaço para alocação e os fornos, os quais possuem baixa eficiência energética.
- A produtividade para o referido processo é considerada baixa, visto que devido à necessidade de aquecimento a prensa executa em média dois ou três golpes por minuto.
- 4. Os revestimentos de alto custo utilizados para evitar a oxidação.
- 5. A maior probabilidade à falha para as ferramentas utilizadas na estampagem a quente e a deficiência na lubrificação das mesmas a elevadas temperaturas.

Vale ressaltar também que os componentes estampados a quente têm aplicação limitada, visto que para alguns casos os materiais não alcançam a capacidade de absorção de energia necessária para determinada aplicação (LEHMANN, 2011), (ORMAETXEA et al., 2013) e (MORI et al., 2017).

### 3.2. Defeitos em peças estampadas

De acordo com Kashapova (2016), na estampagem de elementos com geometrias complexas sempre haverá a ocorrência de defeitos, os quais se desencadeiam por inúmeras razões, como alteração nas propriedades nas chapas fornecidas, desgaste de ferramentas e equipamentos, dentre outros. Diferentes defeitos podem ocorrer em peças estampadas, como os exemplos a seguir:

a) Orelhamento: ocorre em estampagem profunda de peças de materiais anisotrópicos. A ocorrência de tal defeito é normalmente associada à anisotropia planar, em que uma chapa tende a ser mais resistente mecanicamente em uma direção do que quando comparado com outras direções de estampagem. Esse fator é responsável pela formação de ondulações na borda superior do copo estampado, mesmo quando um blank circular é utilizado. Na prática, o material é estampado com um sobre metal, para que as ondulações possam ser removidas (ASM HANDBOOK, V.14B 2006).

b) Enrugamento no flange: ocorre quando uma série de saliências são formadas radialmente no flange devido às forças de compressão (ASM HANDBOOK, V.14B 2006). c) Enrugamento da parede: ocorre quando saliências no flange se desenvolvem nas paredes verticais do copo por causa da ausência de uniformidade no movimento da prensa ou pela resistência à deformação da seção transversal. Na maioria das vezes o prensa-chapas é utilizado para evitar a ocorrência do enrugamento (ASM HANDBOOK, V.14B 2006).

d) Rasgamento: ocorre próximo à base de um copo estampado, sendo resultado de altas tensões na parede vertical, que causa afinamento de espessura e falha local no material. Este defeito pode ser minimizado tanto pelo aumento do raio da punção (que diminui o estreitamento) como pela diminuição da carga da punção requerida pela operação (DIETER, 1981).

 e) Riscos na superfície: ocorre em uma peça estampada se a punção ou a matriz não estão lisos ou se a lubrificação durante estampagem não foi suficiente.

Na Figura 3 estão ilustrados os tipos principais de defeitos que podem ser encontrados após a estampagem de copos cilíndricos.



Figura 3 – Defeitos na estampagem profunda

a) Enrugamento no Flange, b) Enrugamento na parede, c) Rasgamento, d) Orelhamento, e) Riscos na superfície

#### Fonte: ASM Handbook, 14b 2006

Um outro defeito comum na estampagem é o chamado "casca de laranja", o qual consiste em um nível alto de rugosidade na superfície da chapa. Na estampagem a superfície das chapas fica exposta a diversos tipos de defeitos tornando prejudicial uma característica muito importante para os produtos estampados, o acabamento. O efeito casca de laranja ocorre devido à deformação plástica imposta a um grão grosseiro presente em uma chapa metálica, o qual passará a se deformar de maneira individual, refletindo na superfície esse contraste na forma de uma rugosidade

semelhante à observada em uma casca de laranja. A presença de grãos mais finos, os quais se comportam de maneira mais homogênea é uma das formas de correção do referido defeito (ASM HANDBOOK, 14B 2006).

As nervuras de distensão também são defeitos presentes em chapas de aço com baixo teor de carbono. Segundo Dieter (1981), as nervuras são depressões que aparecem no formato de labaredas de fogo ao longo dos planos de tensão e se espalham pela superfície com uma indesejável rugosidade uniforme.

Em uma operação de dobra, na qual o material é dobrado para uma posição, mas o canto não é criado para receber a dobra, o metal tende a retornar para a posição original. Esse comportamento, chamado de retorno elástico é comum em alguns metais e aumenta com o aumento da resistência mecânica do material (DIETER, 1988). Segundo MCGuire (2008), esse fenômeno ocorre também com a maioria dos aços inoxidáveis, o qual também é elevado com o aumento da taxa de encruamento, exibindo valores maiores que os apresentados pelos aços carbono e ligas de alumínio e cobre. As forças envolvidas no retorno elástico são ilustradas na Figura 4.



Figura 4 - Forças envolvidas no retorno elástico

Uma prática corriqueira, para vencer o retorno elástico, é executar a operação de dobra com um incremento no valor do ângulo, esse incremento deve ser o valor do retorno elástico previsto, assim o material retornará à condição ideal projetada. Outra técnica utilizada é aplicação de matrizes de dobra projetadas que incidem

Fonte: ASM Handbook, 14b 2006

severamente no raio da peça a ser dobrada. Esse processo fadiga o metal na região da dobra o qual escoa em toda sua espessura, eliminando assim o retorno elástico (ASM HANDBOOK, V.14B 2006).

### 3.3. Anisotropia

Um material cujas propriedades são as mesmas em qualquer direção é considerado isotrópico, contudo, as chapas de aço possuem comportamento anisotrópico, apresentando diferença nas propriedades medidas em várias direções de processamento (como exemplo, a laminação) devido à orientação preferencial dos grãos (MARCINIAK et al., 2002), ou ainda pelo alinhamento de inclusões, vazios, segregações, segunda fase de precipitados e deformação mecânica (FERRARINI, 2004). Nos materiais em que as propriedades dependem da direção, o estado anisotrópico é indicado pelo valor de (*R*), o qual se refere à anisotropia normal e é definido pela relação entre a deformação real de largura pela deformação real de espessura, sendo a deformação calculada a partir das medições do comprimento e da largura, considerando para esta última o volume constante, conforme descrito na Equação (1):

$$R = \frac{ln\frac{w}{w_0}}{ln\frac{w_{ol_0}}{wl}}$$
(1)

wo: Largura inicial

w: Largura final

l<sub>0</sub>: Comprimento inicial

### *l*: Comprimento final

Quando se tem um valor de anisotropia normal elevado significa que a chapa terá maior resistência à deformação na direção da espessura normal ao plano da chapa (DIETER, 1981). O índice de anisotropia normal, variável que está estritamente ligada ao embutimento, indica a resistência ao afinamento de um material durante a operação de estampagem (ROCHA, 2006).

Vu e Nguyen-sy (2018) identificaram após experimentos e simulações que a anisotropia teve uma grande influência no encruamento do material VPSC (Visco-

*Plastic Self-Consistent*) analisado, uma vez que o valor de encruamento diminuía a anisotropia era elevada.

A direção em que é feita a medição da anisotropia é indicada por um numeral na frente da letra (R). Testes indicados com R<sub>0°</sub>, R<sub>45°</sub> e R<sub>90°</sub> indicam que o material foi avaliado na direção de laminação (0°), na direção diagonal (45°) e na direção transversal (90°), respectivamente. Caso um material apresente diferentes resultados para variadas direções é calculado sua anisotropia planar,  $\Delta R$ , indicada pela Equação (2).

$$\Delta R = \frac{R_0 R_{90} 2 R_{45}}{2} \tag{2}$$

Após serem submetidos ao processo de laminação é comum as chapas se apresentarem anisotrópicas. Para calcular a anisotropia normal média, R<sub>m</sub>, utiliza-se a Equação (3):

$$Rm = \frac{R_0 4R_{45} 2R_{90}}{4} \tag{3}$$

Em peças com embutimento raso e contornos suaves como as utilizadas em automóveis, um alto valor de anisotropia normal será benéfico, de modo que diminuirá a probabilidade de ocorrência de defeitos como o enrugamento e ondulações (MARCINIAK et al., 2002).

A deformação nos materiais ferríticos, os quais possuem estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) é caracterizada pelos limitados sistemas de deslizamentos e pela alta energia de falha de empilhamento. Portanto, quando os aços inoxidáveis ferríticos se deformam, as discordâncias tendem a não se dissociar como ocorre nos aços inoxidáveis austeníticos, promovendo assim o deslizamento cruzado.

Os aços inoxidáveis ferríticos possuem sistemas de deslizamento de planos cristalográficos preferenciais quando deformados, de modo que uma grande quantidade de deformação plástica pode ocasionar a geração de grãos organizados de acordo com um alinhamento cristalográfico mais próximo do preferencial. O comportamento anisotrópico citado é pronunciado de forma significativa nos aços inoxidáveis ferríticos, o qual é comumente observado em suas características necessárias para o processo de estampagem profunda (MCGUIRE, 2008).
#### 3.4. Estampabilidade

A estampabilidade é identificada como sendo a capacidade de um material ser estampado sem apresentar alguma avaria. Segundo Dieter (1981), também pode ser avaliada pela relação entre a dimensão do blank e do produto estampado mediante o uso de um modelo matemático utilizado na estampagem profunda, previsto para prever a estampabilidade de um blank a partir da utilização do parâmetro razão limite de estampagem (*LDR*), Equação (4):

$$LDR \approx \left(\frac{D_0}{D_P}\right) max \approx e^n$$
 (4)

Do: Diâmetro inicial do blank

D<sub>p</sub>: Diâmetro final do corpo estampado

### n: Termo de eficiência para compensar perdas por atrito

O ensaio de tração também é usado para avaliar a estampabilidade de um material a partir da obtenção das seguintes propriedades: limite de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento total, coeficiente de encruamento, anisotropia normal, anisotropia planar e anisotropia média.

Segundo Peterson (1997), um aço necessita de alguns atributos diferenciais para que se tenha uma conformabilidade adequada. Alto valor do coeficiente de encruamento e do índice de anisotropia normal (R), bem como baixo valor do índice de anisotropia planar ( $\Delta$ R), respectivamente. Esses atributos ocasionarão uniformidade à deformação plástica, melhoria na capacidade em manter a espessura e menores índices do defeito orelhamento. Na Figura 5 é exibida a relação entre a razão limite de estampagem com a razão das deformações médias (R), permitindo identificar a influência da anisotropia normal no valor razão limite de estampagem, um parâmetro da estampabilidade.



Figura 5 – Influência da anisotropia na razão limite de estampagem

Fonte: Dieter, 1981

Existem também alguns fatores práticos que influenciam na estampabilidade do material, devem ser controlados e necessitam de uma atenção especial. Pode-se citar a dimensão do raio da matriz e do raio da punção, a folga entre a matriz e a punção, além da pressão de fixação e da lubrificação como principais pontos a serem observados (DIETER, 1981). Na Figura 6 está ilustrada a influência do ângulo da matriz na razão limite de estampagem quando realizada uma operação de estampagem em uma chapa DIN EN 10130–91 de baixo carbono com alta capacidade de se conformar, com espessura de 1,0mm.



Figura 6 - Influência do angulo da matriz na razão limite de estampagem

A anisotropia e o encruamento afetam de forma significativa a estampabilidade dos materiais, sendo que a anisotropia está ligada ao embutimento e o encruamento

Fonte: Ozek, 2009

possui uma influência mais pronunciada no estiramento e nas características do limite de escoamento e alongamento total (NAKAZIMA, 1968).

A capacidade de deformação dos aços inoxidáveis é também afetada pelos valores de resistência à tração, resistência ao escoamento, ductilidade, encruamento, bem como anisotropia normal e composição química. De forma comparativa, na Figura 7 é ilustrada a influência da deformação a frio nas propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis e do aço carbono 1008.



Figura 7 - Influencia da deformação a frio nas propriedades mecânicas de aços inoxidáveis

Fonte: McGuire, 2008

As ligas de aço inoxidável 430 tem comportamento similar aos aços ao carbono, sendo os aços 430 normalmente mais resistentes mecanicamente e um pouco menos dúcteis, embora a taxa de encruamento seja ligeiramente menor. A anisotropia normal dessas ligas varia de 1,1 a 1,8 (MCGUIRE, 2008).

Os aços inoxidáveis 430 podem apresentar problemas na conformação a frio de materiais com maiores valores de espessura. Em temperatura mais altas ou quando submetidos às altas taxas de deformação eles podem sofrer fraturas frágeis, devido à sua baixa capacidade de absorção de impacto (MCGUIRE, 2008).

#### 3.5. A deformação plástica na estampagem

A curva limite de conformação (CLC) é um diagrama construído para avaliar a conformabilidade e a quantidade de deformação plástica limite de chapas metálicas, bem como identificar os locais das deformações que incidem nas superfícies de chapas de aço. Em muitas situações utiliza-se uma curva CLC para prever os locais de fratura dos produtos, bem como para comparar o comportamento das deformações apresentado pela peça com o exposto pelo diagrama, se mostrando ser uma importante ferramenta para avaliar a eficiência de um projeto de estampagem e também para controle dos fatores de processo como lubrificação e geometria das ferramentas (GhOSH, 1975). Como exemplo do uso das curvas limite de conformação, as mesmas são exibidas na Figura 8 para as ligas de aço carbono, latão, aço de alta resistência e alumínio.





Fonte: Bastos, 2009 (Traduzido)

Para que uma peça após o processamento esteja isenta de fraturas e estricções, é indispensável que os níveis de deformação ao longo do produto se apresentem em uma região abaixo de uma curva CLC, embora seja utilizado um fator de segurança, o qual posiciona a CLC abaixo do local real.

A tendência de uma peça falhar é calculada pela proximidade das deformações em relação a CLC. Contudo, existem outros defeitos que podem ser detectados mediante a análise do diagrama, como o estiramento, o enrugamento em excesso e o indesejável afinamento de parede. Na Figura 9 é exibida uma janela de conformação criada a partir da CLC, possibilitando identificar os defeitos citados na própria curva CLC (HOLMBERG *et al.,* 2003).







As deformações  $\varepsilon_1$  e  $\varepsilon_2$  são determinantes para a interpretação da CLC, a qual apresenta o valor mínimo para a maior deformação  $\varepsilon_1$ , desde que a deformação  $\varepsilon_2$ tenha valor igual ou aproximado de zero. Referido fato indica a severidade das deformações que ocorrem no plano das chapas, responsáveis pela maior parte das falhas presentes nos produtos estampados (AYRES et al., 1979). Segundo Marciniak *et al.*, (2002), no ponto mínimo da CLC, o valor de deformação  $\varepsilon_1$  é bem próximo do valor do coeficiente de encruamento do material.

A determinação da CLC pode ser feita a partir de vários ensaios convencionais desenvolvidos ao longo dos anos, dos quais são obtidos os valores de deformação principal máxima ( $\varepsilon_1$ ) e mínima ( $\varepsilon_2$ ) ocorrentes no plano da chapa. Devido ao modo de deformação os ensaios foram classificados em uniaxial, deformação plana e biaxial. Na Figura 10 é exibido um esquema que indica o estado de tensão e de extensão (deformações) provenientes de cada ensaio e o modo de deformação. É demonstrado também a geometria do corpo de prova destinado a cada tipo de ensaio.

Modo de deformação	Ensaio	Estado de extensão	Estado de tensão	Representação esquemática
Uniaxial	Tração	$\begin{split} \epsilon_1 &> 0 \\ \epsilon_2 &= \epsilon_3 < 0 \\ \epsilon_2 &= \epsilon_3 = -\frac{\epsilon_1}{2} \end{split}$	$\sigma_1 > 0 \\ \sigma_2 = \sigma_3 = 0$	
Deformação plana (e a região de transição entre o modo de deformação uniaxial e deformação biaxial)	Nakazima	ε₁ > 0	$\sigma_1 > 0$	Encostador Matriz Vila
	Hecker (variante do ensaio Nakazima, utilizando canelura durante a	$-\frac{\varepsilon_1}{2} < \varepsilon_2 < \varepsilon_1$ $\varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2)$	$\sigma_1 > \sigma_2 > 0$ $\sigma_3 = 0$	Encostador Matriz Punção
Biaxial	Ensaio de expansão hemisférico	$\varepsilon_1 = \varepsilon_2 > 0$ $\varepsilon_3 < 0$ $\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = -\frac{\varepsilon_3}{2}$		Encostador Matriz Punção
	Bulge		$\sigma_1 = \sigma_2 > 0$ $\sigma_3 = 0$	Fluido Hidraulico Encostador Matriz
	Marciniak			Encostador Canelura Matriz Punção

Figura 10 - Caracterização dos ensaios responsáveis pela determinação da CLC

Fonte: Martins et al., 2014

Uma metodologia comum para a determinação da CLC é apresentada pela norma ASTM E2218-02, que consiste em imprimir no corpo da chapa vários círculos e realizar a medição dos mesmos. Quando o material for submetido à conformação, os círculos se transformarão em elipses e então é realizada uma nova medição, obtendo os valores das deformações principais. Na Figura 11 apresentada é possível visualizar com mais detalhes a curva CLC plotada mediante a deformação desses círculos.



Figura 11 - Curva CLC plotada após medições dos círculos e elipses

Fonte: Costa, 1987

Após as medições dos círculos as tensões principais são calculadas conforme a equação (5) (MARCINIAK et al., 2002).

$$\varepsilon 1 = ln \frac{d1}{d0}$$
  $\varepsilon 2 = ln \frac{d2}{d0}$   $\varepsilon 3 = ln \frac{t}{t0}$  (5)

Onde:

- $\varepsilon 1$ = Deformação no eixo y
- $\varepsilon$ 2= Deformação no eixo x
- $\varepsilon$ 3= Deformação na espessura
- d1=Diâmetro elipse após deformação no eixo y
- d2=Diâmetro elipse após deformação no eixo x
- d0=Diâmetro da elipse antes da deformação
- t= Dimensão da espessura após deformação
- t0= Dimensão da espessura antes da deformação

Segundo Marciniak *et al.* (2002), se assumido que a trajetória de deformação é linear a taxa ou modo de deformação permanece constante, equação (6):

$$\beta = \frac{\varepsilon^2}{\varepsilon^1} \tag{6}$$

Dessa forma, os modos de deformação podem ser atribuídos se considerado o diagrama de deformação apresentado na Figura 12, o qual determina como 1 a maior tensão principal e a maior deformação principal. Assim, todos os pontos estarão à esquerda da diagonal "A", cuja taxa de deformação é  $\beta$ =1.



Figura 12 – Modos de deformação para diferentes taxas de deformação.

Fonte: Marciniak et al., (2002)

Os tipos de deformação comumente encontrados podem ser vistos Figura 13.





Assim como a curva CLC ou diagrama limite de conformação, existem outras ferramentas capazes de prever o comportamento do material quando submetido a uma determinada deformação, chegando a resultados muito próximos do real. Segundo Marciniak *et al.* (2002), grandes avanços têm sido atingidos com a utilização da técnica de simulação por elementos finitos para a análise de conformação de formas complexas, desde então esses sistemas de análise são utilizados largamente por engenheiros em estudos de estampagem de geometrias diversas.

Takuda et al. (2000) em seu experimento analisou o estiramento biaxial de uma liga de alumínio utilizando a análise por elementos finitos e o critério de fratura dúctil para diversas trajetórias de deformação. Foi observado nos resultados alcançados nos experimentos uma estreita proximidade com o previsto pelas simulações.

Kamal et al. (2015) previu a deformação de uma chapa de aço SS304L com o uso do diagrama limite de conformação simulado por elementos finitos através do software Abaqus. Os dados obtidos de maneira experimental foram comparados com os da simulação, chegando à conclusão que de maneira geral a diferença entre os resultados não foi significativa.

Luo *et al.* (2021), utilizou a curva CLC para estudar a influência da mudança na trajetória de deformações em ligas de alumínio 6111-T4. Foi utilizado o critério de fratura dúctil por cisalhamento calibrado pela deformação da fratura em tensão uniaxial, tensão plana e tensão biaxial. O mesmo foi utilizado para prever a CLC da liga de alumínio sob trajetórias de deformação bi-lineares.

### 3.6. Trajetória ou Caminho de Deformação

O processo de estampagem de chapas metálicas geralmente envolve operações múltiplas (LUO *et al.*, 2021), as quais o tipo de deformação envolvida no plano da chapa pode variar, podendo ser de estiramento-compressão e estiramento-estiramento. Um determinado material durante estampagem pode ser submetido a mudanças no tipo de deformação imposta, ou seja, alterações na trajetória de deformação, que são capazes de modificar a conformabilidade de uma chapa de aço (LAUKONIS, 1978) e causar transições significativas na microestrutura e na textura

(PAUL, 2010). Essas mudanças podem ser graduais em uma operação simples ou também mais severas em operações múltiplas (LAUKONIS, 1978).

Conforme afirma Basak *et al.* (2019), é de grande importância o entendimento da resposta de um material quando submetido a diferentes trajetórias de deformação, de modo a possibilitar um projeto que resulte em um produto sem defeitos ou falhas.

Como exemplo de trajetória de deformação é possível citar os estudos de Ha et al. (2014), que apresentam simulações avaliando as mudanças contínuas na trajetória de deformação submetendo chapas de aço de baixo carbono a uma condição de deformação no estado plano e posteriormente o cisalhamento simples.

Schlosser (2019), estudou a conformabilidade de chapas compostas pela liga de Zn-Cu-Ti em duas trajetórias de deformação, a linear obtida pelo ensaio de tração, a qual foi menos sensível ao alto limite de deformação imposta, e a bi-linear, alcançada com a imposição da tensão equibiaxial seguida por tensão axial, que produziu um aumento substancial na conformabilidade do material estudado.

Melo *et al.* (2022), apresentou um estudo que previu o efeito da alteração nas trajetórias de deformação no comportamento de envelhecimento por deformação do aço ULC. As amostras de chapas foram deformadas previamente por laminação, envelhecidas e posteriormente submetidas ao ensaio de tração nas direções 0°, 45° e 90°. Foi identificado que o envelhecimento alterou não só o limite de escoamento, como também a taxa de encruamento.

O processo de laminação a quente, estudado por Sabat (2018), o qual foi imposto a tarugos de uma liga de WE43 esforços de laminação unidirecional e posteriormente a laminação cruzada de muitas etapas, bem como o processo de laminação a frio investigado por Goli (2019), que avaliou comportamento de três trajetórias de deformação diferentes, sendo elas a laminação unidirecional, laminação reversa e laminação cruzada em ligas de alumínio AA2024 também caracterizam diferentes trajetórias de deformação.

Na estampagem, a trajetória de deformação pode ser exemplificada por meio de uma operação de embutimento profundo de um copo. Nessa mesma operação tem-se os esforços de cisalhamento no flange, dobramento e desdobramento nos raios e

deformação plana nas laterais de um produto estampado. Essas intensas alterações nas trajetórias de deformação podem ocasionar ainda transientes no encruamento de um material (RAUCH, 2002).

Como uma forma de simular as diferentes trajetórias de deformação são realizados ensaios de tração, onde as amostras são anteriormente submetidas a uma prédeformação, conforme feito por Dhara et al., (2016) que avaliaram a influência da prédeformação uniaxial na conformabilidade e verificaram que o limite de deformação de uma liga de alumínio AA5754-O pode aumentar ou diminuir dependendo da direção da pré-deformação uniaxial.

Morais (2020), estudou a conformabilidade do AISI 409 através de várias trajetórias de deformação. Foram utilizados os ensaios de tração e cisalhamento combinados, laminação e cisalhamento, bem como ensaios do tipo Bauschinger. A combinação dos processos e ensaios permitiu obter constatações importantes, como a presença de transientes na taxa de encruamento, referente à trajetória de deformação que combinou laminação da chapa seguido do ensaio de cisalhamento.

Dentre os diversos modos de deformação simulados por Lopes (2009), a rota que utilizou o ensaio de tração seguido pelo ensaio de cisalhamento também foi estudada, com o objetivo de verificar o limite de deformação da parede de uma guia dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 409. Após a deformação plástica em tração de  $\varepsilon$ = 0,06 e cisalhamento na mesma direção do ensaio de tração foi constatado que a aplicação de esforços combinados influencia na conformabilidade dos materiais, e que o AISI 409 exibiu menor valor de deformação residual uniforme antes da instabilidade plástica. Referido comportamento embasa conclusões assertivas relacionadas à utilização de um material mediante seu desempenho em determinadas análises.

Na Figura 14 está ilustrada uma curva tensão efetiva-trabalho plástico por unidade de volume obtida por Barlat et al. (2003) em seus experimentos a partir da execução da rota de carregamento tração-cisalhamento em uma liga de alumínio AA1050-O com pré-deformação em tração (deformação efetiva) de 0,14 com posterior cisalhamento de 0,15 nas orientações de 45°, 90° e 135° em relação à direção da deformação prévia em tração.



Figura 14- Curvas tensão efetiva-deformação efetiva para a rota tração/cisalhamento nas orientações de 45°, 90° e 135°

Fonte: Barlat et al., 2003

O carregamento do tipo Bauschinger é comum em operações de dobramento de chapas, o mesmo é caracterizado pela redução da tensão de escoamento em um material que sofre um carregamento em determinada direção seguida de inversão no sentido do carregamento (RAUCH, 1992). Os ensaios utilizados para simular o efeito Bauschinger são o de cisalhamento direto, seguido de cisalhamento reverso, os quais também foram utilizados por Lopes (2009) na análise do efeito da pré-deformação efetiva de  $\varepsilon$ =0,06 e  $\varepsilon$ =0,12 no encruamento dos aços AISI 304 e 409. Depois da execução dos testes comparou-se os valores da tensão de fluxo do ensaio de tração monotônico com os ensaios tipo Bauschinger (Figura 15), identificando que as amostras pré-deformadas no ensaio tipo Bauschinger tiveram uma redução de 231 MPa ( $\varepsilon$ =0,06) para 203 MPa ( $\varepsilon$ =0,12).



Figura 15 - Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o carregamento Bauschinger

Fonte: Lopes, 2009

As trajetórias de deformação foram estudadas e após alguns testes foi identificado o que alguns autores como Leotoing e Guines (2015), chamam de trajetória de deformação não-linear, que consiste na mudança significativa da trajetória de deformação no diagrama limite de conformação. Essa constatação foi realizada em um ensaio de tração biaxial executado sem alívio dos esforços, posteriormente à prédeformação uniaxial na direção de laminação. Na Figura 16 são apresentados os perfis das respectivas curvas CLC de acordo com rotas de deformação linear e não-linear.

Figura 16-Diagrama limite de conformação com a presença de deformação linear e não-linear



Fonte: Leotoing; Guines, 2015

#### 3.7. Encruamento

Um dos fenômenos mais marcantes da deformação plástica é o encruamento. De modo resumido pode-se dizer que esse fenômeno é caracterizado por um aumento da resistência mecânica de um material à medida que este é deformado plasticamente. O encruamento também pode ser entendido como sendo o aumento da tensão necessária para gerar o deslizamento dos cristais, sendo este causado pela interação das discordâncias umas às outras, a qual aumenta a densidade das mesmas. O encruamento pode ser causado também e pela interação das discordâncias como, partículas microscópicas, precipitados e átomos de soluto, que diminuem a mobilidade dessas discordâncias em uma rede cristalina (REED HILL, 1973; DIETER, 1981).

Conforme exposto por Reed Hill (1973), os gráficos de tensão-deformação convencionais, obtidos pelo ensaio de tração, são muito utilizados quando se deseja saber as propriedades como, resistência mecânica e a ductilidade de um material. O cálculo do encruamento apresentado por um material utilizando o ensaio de tração também é possível, para isso é necessário utilizar os parâmetros de tensão e de deformação verdadeira, os quais se referenciam pela força e área instantâneas para a tensão e comprimento instantâneo para a deformação, aplicadas enquanto houver deformação uniforme, Equação (7) e Equação (8).

$$\sigma_{\nu} = \frac{P}{A} = \frac{Pl}{A_0 l_0} = \frac{P}{A_0} \frac{(l_0 + \Delta l)}{l_0} = \sigma(1 + \varepsilon)$$
(7)

Onde:

P: Carga

- A: Área seção transversal em qualquer instante
- A0: Área seção transversal inicial
- l: Comprimento em qualquer instante
- *l*<sub>0</sub>: Comprimento inicial
- $\Delta l$ : Aumento do comprimento do corpo de prova
- $\sigma$ : Tensão convencional

$$\varepsilon_{\nu} = \int_{l_0}^{l} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} = \ln(1+\varepsilon)$$
(8)

A partir do gráfico exibido na Figura 17 é possível visualizar as curvas tensãodeformação convencional e verdadeira mediante a correção dos valores de força, área e o comprimento instantâneos para esta última curva.





Fonte: Reed Hill, 1973

A estrutura das discordâncias, principal responsável pelo fenômeno do encruamento, também afeta diretamente a tensão na qual um material escoa plasticamente. É comum encontrar uma quantidade maior de discordâncias em um material que sofreu trabalho a frio do que em um material no estado recozido, referido fato se deve, segundo Dieter (1981), pelo deslizamento cruzado apresentado, pelo gerador de anéis de discordâncias (Fonte de *Frank-Read*) ou pelo contorno de grão de alto ângulo.

O encruamento também sofre influência do tamanho de grão, o qual apresenta pelo seu contorno, restrições para a continuidade da deformação, afetando-a nas vizinhanças e no interior do grão. Quanto menor o grão mais os efeitos nos contornos de grão irão influenciar em seu interior, portanto, o encruamento em um metal com grãos menores será maior do que em um metal com grãos grosseiros (DIETER, 1981).

Dois modelos são previstos para explicar a evolução da superfície de escoamento, quais sejam, o encruamento isotrópico e o encruamento cinemático. O encruamento

isotrópico, o qual prevê uma deformação constante do material a partir do início da deformação plástica, quando carregado de forma compressiva em outro sentido (invertido), apresenta valores de tensão iguais aos de tração (KACHANOV, 2004).

No encruamento cinemático a superfície submetida às solicitações é transladada, mantendo seu formato. A partir do encruamento cinemático é permitido estudar o efeito Bauschinger (Figura 18), presente em materiais que sofreram carregamentos cíclicos (THOMAS et al., 1983).





Fonte: Thomas et al., 1983

# 3.7.1. Expoente de Encruamento

Segundo Dieter (2003), o expoente de encruamento (n) no ponto de vista da tensãodeformação dos metais e suas ligas é um indicador de plasticidade durante operações de estampagem. Quanto maior o valor de (n) maior é o nível de deformação do material antes da instabilidade plástica, possibilitando ao material um maior nível de alongamento antes da estricção.

O expoente de encruamento é um parâmetro muito importante na caracterização do comportamento do encruamento nos metais. Esse parâmetro pode variar de 0 a 1, sendo diretamente proporcional ao encruamento e comumente calculado utilizando a equação de Hollomon (ZHANG, 2010), Equação (9),

$$\sigma = K\varepsilon^n \tag{9}$$

σ: Tensão verdadeira

K: Constante de resistência,

ε: Deformação verdadeira,

n: Coeficiente de encruamento

Com uso da forma logarítmica da equação (10) de Hollomon é possível calcular o valor de n a partir do escoamento até a resistência à tração utilizando as curvas tensãodeformação plotadas.

$$\ln \sigma = \ln k + n \ln \varepsilon \tag{10}$$

O cálculo do expoente de encruamento pode ser ainda executado pela inclinação da curva de tensão-deformação verdadeira na região de deformação plástica. Existe também a equação de Ludwik baseada na análise diferencial de Crussard-Jaoul (C-J), a qual retrata o comportamento dos metais no aspecto microestrutural melhor que a equação de Hollomon (ZHANG, 2010), Equação (11):

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n \tag{11}$$

Existem ainda outras formas de calcular o expoente de encruamento. Considerando uma deformação plástica uniforme pode-se utilizar a equação (12)

$$n = \frac{d(\log \sigma)}{d(\log \varepsilon)} = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \varepsilon)} = \frac{\varepsilon}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$$
(12)

ou a equação (13).

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = n\frac{\sigma}{\varepsilon}$$
(13)

#### 3.7.2. O encruamento e a estampagem

Diversas são as variáveis que auxiliam na avaliação da estampabilidade de um material, como exemplo, pode-se citar a análise do valor do coeficiente de encruamento, o coeficiente de anisotropia e o expoente de sensibilidade da tensão à mudança da taxa de deformação, m.

Essas variáveis em condições ideais são capazes de proporcionar ao material características indispensáveis para um bom comportamento mecânico como, distribuição uniforme da deformação, elevados índices de deformação sem apresentar

avarias, resistência a tensões compressivas planares sem enrugar, resistência à tensão cisalhante planar sem fraturar, conservação da geometria após estampagem e um acabamento liso com resistência a danos superficiais (BASTOS, 2009).

Embora seja convencional supor que o expoente de encruamento é um valor constante, muitos resultados experimentais indicam que esse valor é alterado quando ocorre a deformação plástica (RASTEGARI, 2015).

O diagrama limite de conformação é uma importante ferramenta para avaliar a capacidade de deformação plástica de um material. Ahmadi et al., (2009), investigaram o efeito de três amostras (A, B, C) com diferentes níveis de encruamento e taxa de deformação plástica no diagrama limite de conformação (Figura 19).

Os resultados indicaram que o aumento do encruamento ocasionou também em um acréscimo no limite de deformação plástica até a ocorrência da instabilidade plástica prevista pelo diagrama CLC.





Fonte: Ahmadi et al., 2009

A sensibilidade da tensão à mudança do valor da taxa de deformação (m) foi avaliada por Li, Zhu e Chu (2012), com o objetivo de analisar o início da estricção localizada no processo de conformação de chapas de aço. Neste caso, foi utilizado o conceito da instabilidade efetiva para verificar a ocorrência da instabilidade plástica de materiais metálicos. Verificou-se que, à medida que a sensibilidade à taxa de deformação aumenta, a curva limite de conformação (CLC) também tende a permitir uma deformação plástica maior do material, aumentando a deformação mínima necessária para causar a estricção do mesmo (Figura 20).



Figura 20 – Efeito de m no diagrama limite de conformação (n=0,2, K=150 MPa)

Fonte: Li, Zhu e Chu (2012)

Conforme os estudos feitos por Bastos (2009), foi observado que a anisotropia de um material afeta o local de interceptação no eixo  $\varepsilon_1$  (maior deformação) da curva CLC. Sendo que à medida que o valor da anisotropia aumenta, maior tende a ser o valor de  $\varepsilon_1$ , o qual indica o maior valor de deformação verdadeira para o início da instabilidade plástica.

A conformabilidade do aço *dual-phase* foi analisada por Park (2006), com o objetivo de verificar a resistência a trincas antes e após estampagem. Neste caso foram analisadas amostras submetidas a três tipos de têmpera: (têmpera intercrítica) *intercritical quenching* (IcQ), (têmpera intermediária) *intermediate quenching* (ImQ) e (têmpera em etapas) *step quenching* (SQ). Uma redução no limite de conformação foi

observada, sendo a mesma associada à diminuição da taxa de encruamento. Na Figura 21 são mostrados os valores de limite de conformação obtidos nos experimentos antes e após a estampagem.

Amostra	Estampagem	Limite de Conformação						
		40% 50% 60% 70% 80% 90%						
I.O.	Antes	►×(85 %)						
ICQ	Depois	×(65 %)						
ImO	Antes	× (65 %)						
ImQ	Depois	→×(60 %)						
80	Antes	→ × (50 %)						
SQ	Depois	→×(40 %)						

Figura 21 - Limite de conformação antes e após a estampagem

Uma melhoria na conformabilidade em chapas de alumínio (A1050-O e A1050-H) e aço inoxidável (SUS304) foi estudada por Abe et al. (2019). No experimento utilizouse do encruamento localizado, efetuado pela ação de uma punção, para melhorar a conformabilidade da chapa submetida a estampagem profunda.

Segundo Abe et al. (2019), a característica do encruamento de atrasar o afinamento de parede na estampagem devido ao aumento na tensão de fluxo pela deformação plástica foi o principal fundamento para possibilitar a eficiência do experimento. O blank com espessura uniforme é fraturado pela concentração de deformação plástica, portanto, quando a região onde ocorreria a fratura é deformada por uma punção antes da estampagem, sua resistência mecânica aumenta até um determinado valor de espessura, sendo indicada pela Equação (14).

$$r = 1 - e^{-n} \tag{14}$$

r: Taxa de deformação pela punção

### n: Expoente de encruamento

Fonte: Park, 2006

Consequentemente, a quantidade de deformação nas regiões não puncionadas aumenta e a deformação plástica localizada é aliviada. A sistemática utilizada para o aumento da conformabilidade é exibida na Figura 22.



Figura 22 - Estampagem de um blank encruado localmente pela indentação de um punção

No processo de estampagem é possível verificar diferentes trajetórias de deformação. As complexas trajetórias de deformação as quais os materiais são sujeitados propiciam o aparecimento de transientes no encruamento, os quais surgem quando ocorre a variação de um elevado encruamento, a permanência do encruamento em determinado nível ou até mesmo a sua redução, devido a incapacidade em manter a deformação plástica, tornando o material mais macio, (RAUCH, 2007).

A explicação dada por Rauch (2007), para este último fato é que após a reversão da direção da deformação, a microestrutura originária do material é gradativamente substituída por novas discordâncias provenientes da última trajetória de deformação. Na Figura 23 é ilustrado um transiente de encruamento, caracterizado pela variação na taxa de encruamento normalizada (taxa de encruamento multiplicada pelo inverso do valor de tensão efetiva) de uma amostra de AISI 409 pré-deformada em cisalhamento de 12% com inversão do sentido de deformação plástica (carregamento do tipo Bauschinger).

Fonte: Abe, 2019





Fonte: Lopes, 2009

Os ensaios de cisalhamento são de fundamental importância para o estudo das diversas trajetórias de deformação, simulação de fenômenos provenientes da estampagem, bem como na obtenção dos transientes de encruamento. Os mesmos já foram objetos de estudo de um significativo número de trabalhos Bacroix *et al.*, (1994), G'sell *et al.*, (2003), Bouvier *et al.*, (2005), Gasperini *et al.*, (1996), Heijne *et al.*, (2009) e Lopes (2009), Santos (2019), Morais (2020), tornando suas funções bem conhecidas e consequentemente passíveis de serem utilizados no presente trabalho para os mesmos fins.

# 4. MATERIAIS E MÉTODOS

### 4.1. Material

Os materiais utilizados nesse trabalho foram chapas de aço inoxidável ferrítico 430, dos tipos A e F, laminadas a frio e com espessura de 1,0mm e 1,2mm, respectivamente. O AISI 430 tipo F apresenta uma menor resistência à corrosão e baixa soldabilidade devido a uma maior quantidade de enxofre presente em sua composição química. Possui melhores desempenhos para usinagem e maior resistência mecânica pelo elevado teor de Mn, quando comparado com o AISI 430 tipo A (ASM HANDBOOK, V.14B 2006).

Essas chapas foram recebidas no estado laminado. A composição química e as propriedades mecânicas típicas são exibidas nas Tabela 1 e Tabela 2, respectivamente.

Tabela 1 – Composição Química Típica dos aços AISI 430 tipos A e F

Análise química [% p.p]											
Elemento	С	Mn	Ρ	S	Si	Ni	Cr	Мо	AI	Cu	۷
Especificação AISI 430, tipo A	0,12	1,00	0,04	0,03	1,00	-	16,0-18,0	-	-	-	-
Especificação AISI 430, tipo F	0,12	1,25	0,06	0,15	1,00	-	16,0-18,0	-	-	-	-

Fonte: ASM International, 2008

Tabela 2 - Propriedade Mecânica Típica dos aços AISI 430 tipos A e F

Propriedades Mecânicas					
	LE	LRT	AL	Dureza	
Aço	(MPa)	(MPa)	(%)	(HB)	
AISI 430 tipo A	Mín 207	Mín 415	Mín 20	90	
AISI 430 tipo F	Mín 275	Mín 485	Mín 30	97	

Fonte: Azo Materials, 2001

Esses aços são tipicamente utilizados na fabricação de parafusos, ferragens, peças de máquinas de lavar, utensílios de cozinha, peças para indústria de ácido nítrico, acabamento e molduras no setor automotivo, elevadores, dobradiças de janelas, dentre outros setores que exijam suas características que contribuem para o seu baixo custo e resistência a ambientes moderados. Essa vasta aplicação motivou a escolha dos aços AISI 430 tipos A e F nos dois estados de fornecimento típicos, recebido e recozido.

# 4.2. Procedimento Experimental

Os aços AISI 430 tipo A e 430 tipo F foram utilizados nos estados como recebido e após a realização do tratamento térmico de recozimento, visando investigar o efeito da condição de recebimento das chapas desses aços no respectivo comportamento mecânico após a imposição das diferentes rotas de processamento.

Neste caso, o fluxograma dos experimentos previstos para os aços AISI 430 tipo A e 430 tipo F pode ser visualizado na Figura 24.



Figura 24 – Rotas de processamento dos experimentos

De modo a complementar o fluxograma da Figura 24 foram apresentados os detalhes de cada rota de processamento escolhida para serem submetidas às chapas dos aços AISI 430 tipos A e F.

# 4.2.1. Rota 01: Tração-Cisalhamento

A rota 1 possui o objetivo de conhecer a conformabilidade dos materiais no estado como recebido (laminado) e após tratamento térmico de recozimento, aplicando esforços combinados de tração seguido por cisalhamento. Neste caso, foram retiradas doze amostras das chapas dos aços AISI 430 tipos A e F a 0º da direção de laminação (0º DL), destinando seis amostras para serem utilizadas no estado como recebido e

seis no estado recozido. São três amostras de cada aço para cada condição do material. Necessariamente, três amostras no estado recebido e três no estado recozido de cada aço (AISI 430 tipos A e F) foram pré-deformadas em 30% do valor do alongamento uniforme obtido no ensaio de tração. Posteriormente mais três amostras também em cada condição e de cada aço foram pré-deformadas em 50% do valor do alongamento uniforme. Na sequência, todas as amostras pré-deformadas foram cortadas para os ensaios de cisalhamento seguidas do referido ensaio. O fluxo de processamento da rota 1 pode ser visualizado na Figura 25.



Figura 25 - Detalhes da rota 01 - tração-cisalhamento

Fonte: Próprio autor

### 4.2.2. Rota 02: Cisalhamento Direto- Reverso-Direto (Efeito Bauschinger)

A execução da rota 2 teve como principal meta simular o efeito Bauschinger, efeito comum de ocorrer em chapas submetidas ao processo de dobramento, levando a queda do limite de escoamento. Para simular referido efeito, as chapas no estado recozido foram submetidas pela sequência de carregamento, que consiste no ensaio de cisalhamento direto, seguido por cisalhamento reverso e novamente o cisalhamento direto. Nesta rota foram processadas um total de cinco chapas dos aços AISI 430 tipo A, a partir da seguinte condição experimental: deformação em cisalhamento direto de  $\varepsilon_{e,16,70\%}$ , acompanhada da quantidade de deformação por

cisalhamento reverso de  $\varepsilon_{e,}$ 7,81% e por fim, cisalhamento direto. Para o aço AISI 430 tipo F foram ensaiadas cinco amostras com deformação em cisalhamento direto de  $\varepsilon_{e,}$ 7,38%, cisalhamento reverso de  $\varepsilon_{e,}$  6,44% seguido por cisalhamento direto. Os valores da deformação cisalhante foram obtidos após deformação do corpo de prova ao término do ensaio de cisalhamento nos aços AISI 430 tipos A e F. A adoção dos valores de pré-deformação nos cisalhamentos direto e reverso, foi motivada pela necessidade de estudar o efeito da quantidade de deformação plástica na resposta mecânico do AISI 430 tipos A e F, e sua influência no que tange ao comportamento das subestruturas. O fluxograma detalhado da rota 2 é exibido na Figura 26.



Figura 26 – Detalhes da rota 02, cisalhamento direto-cisalhamento reverso-cisalhamento direto

A quantificação da deformação de Bauschinger ( $\beta$ ) foi calculada conforme indicado por Dieter (1981). O cálculo implica em subtrair o valor de deformação do estágio de deformação posterior da deformação referente ao estágio anterior para um mesmo valor de tensão efetiva de referência. No caso da rota Bauschinger seria a deformação em cisalhamento reverso (estágio 2) menos a deformação em cisalhamento direto

Fonte: Próprio autor

(estágio 1), deformação  $\beta$ 21. E a deformação em cisalhamento direto (estágio 3) menos a deformação em cisalhamento reverso (estágio 2), deformação  $\beta$ 32, o que resultaria em dois valores de deformação Bauschinger.

### 4.2.3. Rota 03: Estampagem do Produto

A rota 03 consiste na estampagem do produto final. Neste caso, foram separadas doze chapas dos aços AISI 430 dos tipos A e F, sendo três chapas para cada tipo de aço no estado recebido e três no estado recozido. As chapas foram cortadas em blanks para a obtenção do produto final. Posteriormente, foram levadas em uma prensa hidráulica industrial e submetidas ao processo de estampagem de um único estágio. A próxima etapa dessa rota, exibida em detalhes na Figura 27, é a retirada dos corpos de prova para caracterização através do ensaio de cisalhamento em regiões com comprimento suficiente para o ensaio de cisalhamento, de modo a permitir a distribuição homogênea da deformação plástica de 50mm (RAUCH, 1992).





Fonte: Próprio autor

### 4.3. Caracterização Mecânica

Para a caracterização mecânica foram realizados ensaios de tração, cisalhamento e microdureza Vickers. A caracterização mecânica em tração permitiu o cálculo da tensão limite de escoamento (LE), da tensão limite de resistência à tração (LRT), do alongamento uniforme (AU), do expoente de encruamento (n), e do fator de anisotropia das chapas (*R*). O esquema que exibe os ensaios mecânicos responsáveis pela caracterização mecânica das chapas dos aços AISI 430 pode ser visualizado na Figura 28.



Figura 28 - Esquema para caracterização mecânica

Fonte: Próprio autor

O expoente de encruamento (n) foi calculado segundo o critério estabelecido por Zandrahimi *et al.* (1989), os quais citam que a instabilidade plástica terá início quando  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} * \frac{1}{\sigma} < 1$ .

O cálculo da taxa de encruamento normalizada foi realizado através da multiplicação da taxa de encruamento pelo inverso do respectivo valor de tensão verdadeira ou efetiva  $(\frac{1}{\sigma})$ . Sendo assim, o valor de (n) incidiu no primeiro valor de deformação verdadeira ou efetiva, onde foi observado o início da instabilidade plástica. A curva de dados gerada foi suavizada, adotando a correção de Savitzky-Golay para um total de sete correções de ordem polinomial igual a 20.

# 4.3.1. Ensaio de Tração

Ensaios de tração uniaxial foram realizados nos aços AISI 430 tipos A e F nos estados como recebido e recozido. Além de constituir um dos modos de deformação plástica adotados nas rotas de processamento com o objetivo de estudar o comportamento mecânico dos aços AISI 430 tipo A e 430 tipo F.

Os ensaios foram executados em uma máquina de ensaios universais Instron, modelo 5992, com uso de sistema de aquisição de dados Blue Hill 3 e extensômetro mecânico, do tipo agulhas, com abertura de 25mm. Os ensaios foram conduzidos com taxa de deformação inicial igual a 1x10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>, mediante o uso de corpos de prova confeccionados pelo método de corte por jato d'água com a utilização do equipamento Maxiem Waterjets, adotando pressão de trabalho igual a 48kpsi e abrasivo composto por pó de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, além de diamante industrial, vazão de 3L/min com a utilização de 3 pistões de cerâmica com bicos injetores de diâmetro de 1,5mm por 3mm de comprimento.

Os corpos de prova de tração foram confeccionados de acordo com os requisitos previstos pela norma ABNT NBR ISO 6892 (2018), sendo o esquema dos mesmos exibido na Figura 29 com a respectiva descrição dimensional apresentada na Tabela 3.

Figura 29 - Dimensões do corpo de prova de tração uniaxial



Fonte: ABNT NBR ISO 6892 (2018)

Tabela 3 - Dimensões dos corpos de prova de tração uniaxial previstas pela norma ABNT NBR 6892 (2013)

Cota Dimensões (mm)

А	75
В	20
С	17,5
L	135
R	20
Т	Espessura do material
W	12,5

Fonte: Próprio autor

Os ensaios de tração também foram utilizados para a realização da rota de processamento 1 apresentada na Figura 25 e com detalhes expostos no item 4.2.1. Neste caso, os corpos de prova dos aços AISI 430 tipos A e F nos dois estados iniciais foram pré-deformados em 30% e 50% dos respectivos valores de alongamento uniforme, identificados nestas duas condições iniciais dos aços AISI 430 tipos A e F, para em seguida serem submetidos ao ensaio de cisalhamento.

A escolha dos valores de pré-deformação em tração de 30% e de 50% do valor do alongamento uniforme (AU) foi feita de modo a permitir que o material possa adquirir algum tipo de orientação cristalográfica e subestrutural (arranjo da subestrutura de discordâncias), característico desse modo de deformação plástica. Assim ele pode ser comparado com o subsequente carregamento em outra modalidade de solicitação mecânica: o cisalhamento.

Os ensaios de tração foram usados ainda para o cálculo da anisotropia dos aços AISI 430 tipos A e F no estado recozido a partir da mensuração dos fatores de Lankford (DIETER, 1981). Neste caso, foi feita a retirada de corpos de prova das chapas dos aços AISI 430 a 0°, 45° e a 90° em relação à direção de laminação, DL, e em seguida os mesmos foram tracionados até 70% do valor do alongamento uniforme, em termos de deformação convencional.

Para o cálculo dos fatores de Lankford ou simplesmente, fatores de anisotropia, foi utilizada a Equação (15) (DIETER, 1981).

$$R_{0^{\circ}}, R_{45^{\circ}}, R_{90^{\circ}} = \varepsilon_{w} / \varepsilon_{t}$$
 (15)

Contudo, considerando a dificuldade para identificar a deformação na espessura dos corpos de prova e admitindo a manutenção do volume dos corpos de prova ao término dos ensaios de tração fez-se a substituição do cálculo da deformação verdadeira na

espessura,  $\varepsilon_t$ , pela relação entre a deformação verdadeira na largura e no comprimento, Equação (16) (DIETER, 1981).

$$R_{0^{\circ}}, R_{45^{\circ}}, R_{90^{\circ}} = -\varepsilon_{W} / (\varepsilon_{W} + \varepsilon_{I})$$
(16)

A partir dos valores dos coeficientes de anisotropia, identificados a 0°, a 45° e a 90° em relação à direção de laminação, DL, foi feito o cálculo dos coeficientes de anisotropia planar,  $\Delta R$ , e normal média,  $R_m$ , Equação (17) e Equação (18), respectivamente (DIETER, 1981).

$$\Delta \mathbf{R} = (\mathbf{R}_{0^{\circ}} - 2.\mathbf{R}_{45^{\circ}} + \mathbf{R}_{90^{\circ}}) / 2 \tag{17}$$

$$R_{m} = (R_{0^{\circ}} + 2.R_{45^{\circ}} + R_{90^{\circ}}) / 4$$
(18)

Para a medição dos fatores de anisotropia, os corpos de prova de tração dos aços AISI 430, tipos A e F previamente recozidos foram demarcados para a medição da deformação verdadeira ao longo do comprimento e da largura.

Para a medição da deformação verdadeira ao longo do comprimento, ει, e da largura, ε<sub>w</sub>, foi utilizado o software comercial Image ProPlus 6.0 a partir da medição da variação do comprimento e da largura ao longo das marcas realizadas nos corpos de prova antes e após a execução dos ensaios de tração.

### 4.3.2. Ensaio de Cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento foram realizados mediante a utilização de um dispositivo desenvolvido para essa finalidade. O dispositivo foi adaptado a uma máquina de ensaios universais Instron, modelo 5582, dotada de sistema de aquisição de dados Blue Hill 2, extensômetro mecânico modelo 2630-100 com abertura de 25mm.

Todos os ensaios foram feitos com taxa de deformação de 1.10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup> com a utilização de corpos de prova confeccionado conforme descrição apresentada por Rauch (1992), com a relação entre o comprimento, L, e a largura submetida ao ensaio de cisalhamento, b, de pelo menos 10, para um determinado valor de espessura de chapa, t.

De modo análogo ao registrado para os ensaios de tração, os ensaios de cisalhamento também foram utilizados para a caracterização mecânica dos aços AISI 430 tipos A e

F nos estados iniciais, bem como para o atendimento de 3 rotas de processamento descritas na Figura 24. Trata-se de deformar monotonicamente o material prédeformado em tração (rota 1), realizar a combinação dos cisalhamentos direto e reverso (rota 2) e caracterizar o produto estampado a partir da retirada de corpos de prova para esse ensaio em diferentes regiões do produto estampado (rota 3).

A medição da deformação cisalhante ( $\gamma$ ), foi feita a partir da divisão do alongamento referente ao deslocamento da garra de cisalhamento,  $\Delta$ L, pela largura efetiva do corpo de prova submetida ao ensaio de cisalhamento, b, Equação (19), conforme exibido na Figura 30.

$$\gamma = \Delta L / b \tag{19}$$





Fonte: Próprio autor

A tensão cisalhante, τ, foi calculada a partir da razão entre a carga, P, pela área cisalhada, a qual refere-se à multiplicação do comprimento do corpo de prova, L, pela espessura do mesmo, t, Equação (20):

$$\tau = P / (L.t) \tag{20}$$

A partir dos valores de tensão e deformação cisalhantes fez-se o cálculo da tensãodeformação efetiva ou equivalente de modo a permitir a comparação, em um mesmo gráfico, dos esforços de tração e de cisalhamento, os quais foram adotados na rota de processamento 1.

Para o cálculo da deformação efetiva,  $\varepsilon_{efet}$ , e da tensão efetiva,  $\sigma_{efet}$ , foi necessária a conversão dos dados de tensão-deformação cisalhantes a partir do critério adotado

por Rauch (1992) mediante a adoção do valor do coeficiente de Taylor, 1,84, conforme exposto na Equação (21) e Equação (22), respectivamente:

$$\varepsilon_{\text{efet}} = \gamma / 1,84 \tag{21}$$

$$\sigma_{\text{efet}} = \tau . 1,84 \tag{22}$$

# 4.3.3. Ensaio de Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado nas chapas dos aços AISI 430 tipos A e F nos estados como recebido, recozido antes e após processo de estampagem.

A preparação das amostras consistiu em cortar os corpos de prova com dimensões de 10mm x 10mm x t (comprimento x largura x espessura) em uma cortadeira metalográfica Buehler, modelo Isomet 5000, lixados em lixadeiras Arotec, modelo Aropol-VV, com uso de lixas de 240, 320, 400 e 600 mesh e em seguida feito o polimento com uso de pasta de diamante com granulometria de 9 μm e 3 μm. O ataque foi realizado com uso do reativo químico Villela (5mL de HCl, 1g de ácido pícrico em 100mL de álcool etílico 95%) para posterior análise em um microscópio óptico Fortel IM713, com câmera Kontrol (MDCE-5A) acoplada ao mesmo para permitir a digitalização das imagens na mesma utilizada para a análise.

Vinte e cinco medições de dureza Vickers foram feitas por amostra, sendo seis medições na extremidade esquerda, seis na direita, seis na superior e seis na inferior, além de uma realizada no centro da amostra, sendo todas feitas com espaçamento de 0,5mm. O esquema de medição das amostras pode ser visualizado na Figura 31.



Figura 31 - Esquema das medições da dureza Vickers (HV)

Fonte: Próprio Autor

O ensaio foi conduzido em um microdurômetro Shimadzu modelo HMV-2T, utilizando uma ampliação de 400 vezes com aplicação de uma carga de 200 g.f e tempo de indentação de 15 segundos.

Os ensaios de microdureza Vickers foram executados em regiões distintas das amostras, visando investigar a presença da ferrita nos dois tipos de aços inoxidáveis ferríticos.

A partir dos resultados do ensaio de microdureza foi possível identificar uma relação entre a dureza e a deformação plástica experimentada pelos aços AISI 430 tipos A e F, durante a operação de estampagem, realizada sob diferentes modos de deformação plástica.

# 4.4. Análise Estatística

Adotou-se a análise estatística com uso das distribuições t de Student para análise da média amostral e F de Fischer para análise de variância em um conjunto amostral composto por intervalo de confiança de 95% e 24 graus de liberdade para a medição da dureza Vickers e de 199 graus de liberdade para a medição do tamanho de grão.

# 4.5. Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos de recozimento foram realizados em um forno Analógica modelo AN 1222, adotando os parâmetros de temperatura e tempo de 850°C e 60 minutos para o AISI 430 tipo A e de 850°C e 40 minutos para o AISI 430 tipo F, ambos

os aços resfriados lentamente dentro do próprio forno. Essas chapas tratadas termicamente foram utilizadas para os ensaios de tração, microdureza Vickers, análise metalográfica, além da operação de estampagem.

A escolha da temperatura e do tempo adotados para a execução do recozimento foi obtida após a realização de testes preliminares que permitissem a obtenção de propriedades mecânicas similares dos aços AISI 430 tipos A e F para essa condição de estudo (recozidos).

# 4.6. Caracterização Estrutural e Química

A caracterização estrutural dos aços compreendeu a realização dos ensaios de difração de raios X (DRX) e de microscopias óptica (MO) de modo a permitir a confirmação da presença da fase ferrita além de possibilitar a medição do tamanho de grão. Já a caracterização química foi feita com uso da técnica de Espectroscopia de Emissão Óptica (EEO). Tais procedimentos experimentais estão ilustrados no fluxograma da Figura 32.



Figura 32 - Esquema para as caracterizações estrutural e química.

Fonte: Próprio autor.

# 4.6.1. Análise Química

A análise da composição química dos aços AISI 430, tipos A e F no estado como recebido foi feita com uso do espectrômetro SpectroLab, marca Ametek, modelo LAB LAVM11, de modo a permitir a comparação com a composição química típica desses aços.

Para a determinação de carbono com maior precisão foi realizada a análise no equipamento Leco CS 200, serie 5445, o qual quantifica especificamente carbono e enxofre por combustão. As amostras dos aços AISI 430 tipos A e F foram cortadas em pequenos fragmentos com peso ideal de 0,6 gramas, deixadas imersas em solução com acetona e inseridas no equipamento para análise.

### 4.6.2. Análise Micrográfica

A análise micrográfica dos aços AISI 430 tipos A e F foi realizada visando identificar as fases e os constituintes presentes nesses aços. Deste modo, os corpos de prova com dimensão de 10mm x 10mm x t (comprimento x largura x espessura) foram cortados em uma cortadeira metalográfica Buehler, modelo Isomet 5000, lixados em lixadeiras Arotec, modelo Aropol-VV, com uso de lixas de 240, 320, 400 e 600 mesh e em seguida feito o polimento com uso de pasta de diamante com granulometria de 9μm e 3μm. Por fim, foi feito o ataque com uso do reativo químico Villela (5mL de HCl, 1g de ácido pícrico em 100mL de álcool etílico 95%) para posterior análise em um microscópio óptico Fortel IM713, com câmera Kontrol (MDCE-5A) acoplada, para permitir a digitalização das imagens.

As amostras foram analisadas nos estados como recebido, tratadas termicamente por recozimento e conformadas por estampagem. A medição do tamanho de grão dos aços AISI 430 tipos A e F foi feita com uso do software Image Pro Plus 6.0 a partir da medição da área (adotada como sendo a área de um círculo) de 200 grãos e posteriormente, a obtenção do respectivo valor do diâmetro dos grãos.

# 4.6.3. Difração de Raios X (DRX)

O objetivo da difração de raios X foi identificar as fases presentes nos aços AISI 430 tipops A e F, assim como possíveis carbonetos dispersos. Esse ensaio foi realizado em amostras no estado recebido e recozido, antes e após o processo de estampagem, utilizando o difratômetro Shimadzu, modelo XDR-7000 com alvo metálico de cobre, ângulo de varredura de 40° a 120°, passo de 0,02° e velocidade de varredura de 2°/min.
## 4.7. Procedimento de Estampagem

Os processos de estampagem aplicados consistem em dobra e repuxo. Para a operação foi utilizada uma prensa hidráulica industrial Rio Negro, com capacidade de 250 toneladas.

A estampagem consistiu em apenas uma etapa, a qual se executou a dobra e o repuxo em um único golpe. O produto obtido é um componente utilizado na composição estrutural de peças para o setor automotivo, cuja autorização de divulgação da imagem foi concedida pelo fabricante. As amostras foram retiradas para caracterização após procedimento de estampagem.

Corpos de prova de cisalhamento foram retirados de locais distintos, que experimentaram valores diferentes de deformação plástica. Para o corte das amostras dos produtos estampados foi utilizada o método de corte por jato d'água com a utilização do equipamento Maxiem Waterjets, com os mesmos parâmetros citados anteriormente para as amostras do ensaio de tração. As regiões escolhidas para amostragem são exibidas na Figura 33.



Figura 33 – Locais para retirada de amostras

Fonte: Próprio autor

# 4.7.1. Impressão Malha de Círculos

Para executar a medição da deformação plástica do produto estampado foi necessário realizar a impressão de uma malha de grades de círculos ao longo do corpo das chapas, antes do processo de estampagem, utilizando o processo eletroquímico com uso de um instrumento de marcação de chapas de aço Erichsen 18V, com rolos de marcação manual.

A marcação das chapas foi feita com a utilização de grades de círculos de 3,0mm (tela amarela) utilizada no material no estado recebido e de 8,0mm (tela azul) utilizada no material como recozido (Figura 34).



Figura 34 - Telas Erichsen com grades de círculos para a marcação eletroquímica

A solução eletroquímica utilizada era composta por 4,0L de água deionizada, 88,8ml. de ácido clorídrico, 88,8 mL. de ácido nítrico, 80g de cloreto de sódio e 71,1g de cloreto de potássio. As chapas de aço inoxidável foram previamente limpas com álcool líquido 46% e posteriormente imersas em solução eletrolítica por 10 segundos. Após estar umedecida foi posicionada a tela com a grade de círculos sobre a chapa e efetuado cinco rolagens de forma leve, sem retorno, com o dispositivo de marcação eletroquímica sobre a tela. Assim os círculos impressos sobre as chapas dos aços AISI 430 tipos A e F foram obtidos. A seguir são apresentadas na Figura 35 e na Figura 36 as chapas com a marcação eletroquímica utilizando as telas com grades de círculos de 3,0mm e 8,0mm.

a) tela de 3,0mm e b) tela de 8,0mm.

Fonte: Próprio autor

Figura 35 - Chapa de aço AISI 430 no estado recebido com impressão de círculos de 3,0mm através de marcação eletroquímica



Fonte: Próprio autor

Figura 36 - Chapa de aço AISI 430 no estado recozido com impressão de círculos de 8,0mm através de marcação eletroquímica



Fonte: Próprio autor

## 4.7.2. Medição da Deformação Plástica

De posse das chapas estampadas, foi feita a medição dos círculos deformados, os quais se transformaram em elipses. Os locais para medição dessas elipses foram definidos após obter as imagens das chapas estampadas, identificando as regiões que exibiram sinais de deformação dos círculos, ou seja, a forma dos mesmos foi modificada. Dessa forma foram selecionadas as amostras retiradas nas posições 1, 2 e 4, citadas na Figura 33.

Na Figura 37 é apresentado o produto estampado com a marcação eletroquímica.



Figura 37 - Produto estampado após a marcação eletroquímica

Fonte: Próprio autor

Foram realizadas as medições dos diâmetros dos círculos após o processo de estampagem e previamente a retirada das amostras para ensaios mecânicos. As medições foram realizadas na maior área possível de ser executada a medição da região escolhida, em dois eixos: horizontal e vertical. Na Figura 38 são ilustradas as medições realizadas nas elipses para a posição 2.

Figura 38 – Medições das elipses nas direções horizontal e vertical da posição 2



Fonte: Próprio autor

Após as medições dos círculos as tensões principais foram calculadas conforme a equação (23) e equação (24) (MARCINIAK *et al.,* 2002).

$$\varepsilon 1 = ln \frac{d1}{d0}$$
  $\varepsilon 2 = ln \frac{d2}{d0}$   $\varepsilon 3 = ln \frac{t}{t0}$  (23)

$$\beta = \frac{\varepsilon^2}{\varepsilon^1} \tag{24}$$

Os resultados numéricos para cada taxa de deformação calculada ( $\beta$ ) foram correlacionados com o tipo de deformação correspondente às posições de 1 a 4 da chapa estampada.

Para as medições realizadas nos experimentos, não foram consideradas as incertezas de medições dos instrumentos e equipamentos de medição. Dessa forma foi mantido um padrão de execução, utilizando instrumentos calibrados e equipamentos em perfeito estado de conservação, reduzindo as possíveis variações nos resultados.

## 4.8. Simulação por Elementos Finitos

A simulação por elementos finitos foi utilizada de forma comparativa aos resultados experimentais obtidos. O produto comercial estampado já possui a modelagem matemática, bem como a simulação por elementos finitos. A empresa detentora dos direitos de produção do produto forneceu, dentro das limitações, os dados utilizados para a simulação e os resultados obtidos para as devidas correlações.

Os parâmetros utilizados para a simulação foram de 325.976 nós e 273.639 elementos, utilizando o método mechanical agressive para refino da malha.

Os valores das deformações alcançados nos experimentos foram comparados com os resultados apresentados pela simulação por elementos finitos. A simulação exibiu as regiões afetadas pelas deformações impostas pela estampagem, para o produto exibido na Figura 33. Ela apresentou também a curva CLC, a qual determina o tipo e a severidade das deformações.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. Análise Química

Os aços AISI 430 tipos A e F foram submetidos à análise química durante a etapa de caracterização, constando que a mesma estava dentro dos limites especificados pelas normas de referência. No entanto, é percebida uma diferença nos teores de carbono das amostras, capaz de influenciar no comportamento mecânico apresentado, mesmo que em menores níveis. É importante mencionar que a técnica adotada para tal análise química, a espectroscopia de emissão óptica, não é a mais adequada para a identificação desse elemento químico. Os resultados obtidos podem ser visualizados na Tabela 4 e na Tabela 5.

Análise química [% p.p]											
Elemento	С	Mn	Ρ	S	Si	Ni	Cr	Мо	AI	Cu	V
Amostra 1	0,05	0,30	0,02	0,00	0,41	0,16	16,14	0,01	0,01	0,02	0,04
Amostra 2	0,04	0,30	0,02	0,00	0,41	0,15	16,08	0,01	0,01	0,02	0,04
Especificação (máx.)	0,12	1,00	0,04	0,03	1,00	0,75	16,0-18,0	-	-	-	-

Fonte: Próprio autor, ASM International, 2008

Tabela 5 - Análise Química aço AISI 430 tipo	F
--	---

Análise química [% p.p]											
Elemento	С	Mn	Р	S	Si	Ni	Cr	Мо	AI	Cu	۷
Amostra 1	0,03	0,24	0,03	0,01	0,32	0,24	16,29	0,06	0,01	0,03	0,04
Amostra 2	0,02	0,24	0,03	0,01	0,32	0,24	16,27	0,06	0,01	0,03	0,04
Especificação (máx.)	0,12	1,25	0,06	0,015	1,00	-	16,0-18,0	-	-	-	-

Fonte: Próprio autor, ASM International, 2008

Diante da necessidade de encontrar o valor mais próximo do real para o teor de carbono fez-se a determinação dos teores de carbono via Leco CS200. Os resultados indicados pela Tabela 6 confirmam o maior teor de "C" para o AISI 430 tipo A, ainda que em menor proporção do que foi apresentado pela Tabela 4.

De acordo com Marciniak *et al.* (2002), qualquer elemento que possa combinar com o cromo ou molibdênio pode prejudicar a resistência a corrosão dos aços inoxidáveis ferríticos. O elemento mais significativo para essa combinação é o carbono, que tende

a formar carboneto de cromo, fazendo com que as regiões ao redor desses carbonetos fiquem empobrecidas de cromo.

O carbono também afeta a resistência mecânica das ligas de aços inoxidáveis ferríticos, influenciando seu endurecimento (MARCINIAK *et al.*, 2002). Dessa forma, a partir dessas informações, é importante considerar o efeito do teor de carbono no comportamento mecânico dos aços AISI 430 tipos A e F.

Análise Teor de Carbono [% p.p]				
Elemento C				
AISI 430 tipo A	0,036			
AISI 430 tipo F	0,024			
Fonte: Próprio autor				

Tabela 6 – Análise do teor de carbono amostras AISI 430 tipos A e F

## 5.2. Análise Microestrutural

As micrografias obtidas, para as amostras nos estados recebido e recozido, podem ser visualizadas na Figura 39 e Figura 40. Como esperado, é evidenciada uma microestrutura de matriz ferrítica em ambos os estados das amostras dos aços AISI 430 tipos A e F. Pode-se perceber a presença de uma microestrutura mais refinada do aço AISI 430 tipo A, em comparação com o aço AISI 430 tipo F, para os dois estados iniciais.



Figura 39 - Micrografias das amostras no estado recebido dos aços AISI 430 tipos A e F

a) AISI 430 tipo A b) AISI 430 tipo F

Fonte: Próprio Autor

Figura 40 - Micrografias das amostras no estado recozido dos aços AISI 430 a) tipo A e b) tipo F, ampliação de 200x



Fonte: Próprio Autor

O diâmetro médio dos grãos foi mensurado para as amostras dos aços AISI 430 tipos A e F nos estados recebido e recozido, sendo executadas medições de pelo menos 200 grãos para cada condição dos aços. Os valores médios dos diâmetros dos grãos são apresentados pela Tabela 7, indicando que o tamanho médio de grãos e tamanho de grão ASTM (ASM METALS HANDBOOK-9, 2004) dos aços AISI 430 reduziu ligeiramente após o tratamento térmico de recozimento para ambos os aços, indicando que estes já estavam recozidos.

Morais (2020), encontrou resultados similares na análise de do AISI 409 recozido a 850°C e 30 minutos, indicando o alcance de resultados para o tamanho de grão muito próximos para as condições recebido e recozido.

A adoção do recozimento praticado em laboratório auxiliou, com menor intensidade, na redução da diferença inicial entre a granulometria destes aços. Tal fato, segundo Lopes (2009), influencia pouco no comportamento do material quando submetido a diversos trajetórias de deformação.

Condição	Diâmetro médio amostral ( $\mu m$ )	Tamanho de Grão ASTM
AISI 430 Tipo A recebido	14±6	9.0
AISI 430 Tipo A recozido	11±5	9.7
AISI 430 Tipo F recebido	18±8	8.3
AISI 430 Tipo F recozido	14±6	9.0

Tabela 7 - Diâmetro médio dos grãos dos aços AISI 430 tipos A e F nos estados recebido e recozido

Fonte: Próprio Autor

Com o objetivo de investigar se, após a execução do tratamento térmico de recozimento, o diâmetro dos grãos foi modificado de modo estatístico, é apresentado na Tabela 8 a comparação entre os intervalos da média real ou verdadeira, mediante o uso da distribuição de dados *t* de *Student*:

Condição	Intervalo inferior	Intervalo superior
AISI 430 Tipo A recebido	13,5	15,2
AISI 430 Tipo A recozido	10,5	11,8
AISI 430 Tipo F recebido	17,6	19,8
AISI 430 Tipo F recozido	13,5	15,4

Tabela 8 - Intervalos para o diâmetro dos grãos (µm) em função da condição dos aços AISI 430

#### Fonte: Próprio Autor

Os resultados exibidos na Tabela 8 revelam que o diâmetro dos grãos dos aços AISI 430 foi levemente reduzido após a execução do tratamento térmico de recozimento. A referida redução no tamanho de grão sugere, mesmo que em menor intensidade, conforme Dieter (1981), um maior encruamento para as chapas recozidas quando deformadas.

Através do uso da técnica da difração de raios X, foram analisadas a presença das fases nos aços AISI 430 tipos A e F no estado recebido e recozido com o objetivo de verificar a existência de outras fases senão a fase ferrítica decorrente da execução do tratamento térmico. Na Figura 41 e Figura 42 são exibidos os resultados alcançados.

Os espectros resultantes da análise do AISI 430 tipo A (Figura 41) nos estados recebido e recozido apresentaram picos característicos da ferrita, os mesmos foram sobrepostos de modo a facilitar comparação. Nota-se também a ausência de picos referentes à presença de outras fases após o tratamento térmico realizado no aço AISI 430 tipo A.



Fonte: Próprio Autor

O comportamento dos difratogramas apresentados na Figura 42 são referentes ao aço AISI 430 tipo F. Os ângulos característicos da fase ferrita, para os estados recebido e recozido, também foram observados para a amostra analisada. Resultados similares foram encontrados por Santos (2019) e Morais (2020) durante análise dos difratogramas para aços inoxidáveis AISI 430 e AISI 409 respectivamente. Os autores citaram a não observância de novas fases após o tratamento térmico de recozimento a 850°C.





Fonte: Próprio Autor

## 5.3. Caracterização Mecânica

## 5.3.1. Microdureza Vickers (HV)

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado nas amostras nos estados recebido e recozido para os aços AISI 430 tipos A e F, sendo os resultados de tal medição apresentados na Tabela 9.

Pode-se perceber uma redução na variação da dureza, através dos dados de desvio padrão, encontrada após o tratamento térmico de recozimento. Foi obtido uma redução na variação de 10HV para 5HV no AISI 430 tipo A, e uma redução de 7HV para 4HV, fator comum nos objetivos do tratamento térmico.

Batista, Valmir Rodrigues, *et al.* (2021), observaram uma homogeneização entre os valores de dureza, através também da redução dos valores de desvio padrão. Notaram também, uma diminuição nos valores de dureza HV posterior ao tratamento térmico de recozimento para alívio de tensões, nos aços AISI 8630M e AISI 4130, após soldagem da liga AWS E NiCrMo3.

Tabela 9 ·	<ul> <li>Dureza</li> </ul>	Vickers	(HV)	média	dos aços	AISI	430	tipos /	АeF	= nos	estados	recebido	e recozido

Condição	Média amostral (HV)
AISI 430 Tipo A Recebido	173±10
AISI 430 Tipo A Recozido	164±5
AISI 430 Tipo F Recebido	158±7
AISI 430 Tipo F Recozido	152±4

Fonte: Próprio Autor

Os intervalos de valores da dureza Vickers dos aços AISI 430 tipos A e F nos estados recebido e recozido são apresentados na Figura 43. O boxplot exibe a comparação dos valores de dureza desses aços em função da condição de fornecimento dos mesmos.

É possível perceber a redução da dureza Vickers dos aços AISI 430 tipos A e F após a realização do tratamento térmico de recozimento, sendo isso associado à provável redução da densidade de linhas de discordâncias (DIETER, 1981).



Figura 43 - Boxplot dos aços AISI 430 tipos A e F nos estados recebido e recozido

Fonte: Próprio Autor

De modo equivalente ao realizado para a análise do diâmetro dos grãos foi feita a comparação entre os intervalos da média real ou verdadeira com a utilização da distribuição de dados *t* de *Student* para os valores de dureza Vickers entre os aços AISI 430 tipos A e F nos estados como recebido e recozido, adotando grau de liberdade de 24 e intervalo de confiança de 95%, Tabela 10 para um total de 25 medições.

Tabela 10 - Intervalos para a dureza Vickers (HV) em função da condição dos aços AISI 430 tipos A e F

Condição	Intervalo inferior (HV)	Intervalo superior (HV)
AISI 430 Tipo A recebido	169,31	177,21
AISI 430 Tipo A recozido	162,60	166,51
AISI 430 Tipo F recebido	155,66	166,51
AISI 430 Tipo F recozido	151,18	154,25

Fonte: Próprio Autor

Com o auxílio da Figura 44 é possível perceber, de modo estatístico, que a dureza Vickers dos aços AISI 430 tipos A e F reduziu com a realização do tratamento térmico de recozimento, e que os valores de dureza encontrados foram estatisticamente diferentes após o recozimento.



Figura 44 - Intervalo de Dureza Média ( $\mu_x$ ) para os aços AISI 430 tipos A e F



#### 5.3.2. Tração

Os ensaios de tração foram realizados para cada aço AISI 430 (tipos A e F) retirados na direção de laminação (0°), nos estados como recebido e recozido e calculada a média para cada uma das seguintes propriedades obtidas, limite de escoamento (LE), limite de resistência à tração (LRT) e alongamento uniforme (AU). Existe uma diferença nos valores de espessura, os quais acredita-se justificar a resistência mecânica maior para o aço AISI 430 tipo A (espessura=1,0mm) pelo fato de o mesmo ter sofrido uma quantidade maior de deformação plástica do que o AISI 430 tipo F (espessura=1,2mm) durante passe de encruamento, processo praticado na siderúrgica e responsável também pela ausência de patamar no escoamento (GIAROLA *et al.,* 2015), verificado no estado como recebido (Figura 45). Não foi possível o controle da referida variável no presente estudo.

O resumo das propriedades mecânicas dos aços AISI 430 pode ser visualizado na Tabela 11.

Amostra	LE (MPa)	LRT (MPa)	AU (%)
AISI 430 tipo A Recebido	315 ± 2	482 ± 5	18,0 ± 0,5
AISI 430 tipo F Recebido	287 ± 4	470 ± 4	$21,0 \pm 0,2$
AISI 430 tipo A Recozido	288 ± 12	489 ± 10	20,0 ± 1,0
AISI 430 tipo F Recozido	299 ± 11	478 ± 24	$22,0 \pm 0,6$

Tabela 11 - Resumos das propriedades mecânicas dos aços AISI 430 tipos A e F

Fonte: Próprio Autor

Os resultados das propriedades mecânicas obtidos no estado como recebido foram significativamente diferentes, o que corroborou para a execução do tratamento térmico de recozimento em condições de tempo e temperatura diferenciadas. Referido processamento teve o objetivo de obter propriedades similares para os aços AISI 430 tipos A e F, visando futuras rotas de deformação.

As respectivas curvas de tensão convencional x deformação convencional nos estados como recebido e recozido são mostradas na Figura 45 e Figura 46, respectivamente. Pode-se perceber uma ligeira diferença na resposta mecânica entre os aços AISI 430 tipos A e F, a partir do ensaio de tração. O AISI 430 tipo A apresentou maior resistência mecânica nos estados recebido e recozido.





Fonte: Próprio Autor



Figura 46 - Curvas tensão x deformação convencional dos aços AISI 430 tipos A e F no estado recozido

Fonte: Próprio Autor

A partir da análise da Figura 47, é possível observar a taxa de encruamento normalizada (( $d\sigma/d\epsilon$ ).( $1/\sigma$ )) para o aço AISI 430 tipos A e F, nos estados recebido e recozido. Verifica-se o decréscimo da taxa de encruamento para ambos os aços, com um ligeiro aumento da taxa para o AISI 430 tipo F, o qual apresentou para ambos os estados maior capacidade de se deformar, com valor do expoente de encruamento, n, acima do observado pelo aço AISI 430 tipo A.

Quando analisada a diferença entre as condições recebido e recozido, percebe-se que, apesar da proximidade dos resultados para ambos os aços, o AISI 430 tipo A, após o tratamento térmico, reduziu o seu coeficiente de encruamento. Para o aço AISI 430 tipo F, foi observado acréscimo desse coeficiente, como mostrado na Tabela *1*2.



Figura 47- Curvas da taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras recebidas e recozidas do aço AISI 430 tipos A e F

a) AISI 430 tipos A e F estado recebido b) AISI 430 tipos A e F estado recozido

Fonte: Próprio Autor

Tabela 12- Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e recozidas AISI 430 tipos A e F

Amostra	Coeficiente de encruamento, n
AISI 430 tipo A Recebido	0,175
AISI 430 tipo F Recebido	0,189
AISI 430 tipo A Recozido	0,169
AISI 430 tipo F Recozido	0,199

Fonte: Próprio Autor

### 5.3.3. Anisotropia

A curva tensão efetiva x deformação efetiva para os carregamentos monotônicos efetuados no aço AISI 430 tipo A no estado como recozido é mostrada na

Figura 48. Pode ser observado um comportamento anisotrópico, ou seja, a variação da posição das curvas da tensão de fluxo entre as amostras retiradas em relação à direção de laminação de 0°, 45° e 90°DL. Conforme esperado, é observado uma oscilação nas propriedades mecânicas. A amostra retirada a 90°DL, por exemplo, apresenta maior resistência mecânica com sua curva acima das duas demais

amostras, em seguida vem a curva da amostra retirada a 0ºDL juntamente com a amostra retirada a 45ºDL.



Figura 48 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva em tração para o AISI 430 tipo A recozido nas direções 0º, 45º e 90º

Fonte: Próprio Autor

Na Figura 49 é apresentada a curva tensão x deformação efetiva para o AISI 430 tipo F no estado como recozido para as amostras retiradas nas direções de laminação de 0°, 45° e 90°. Assim como detectado para o aço AISI 430 tipo A, é possível evidenciar a falta de coincidência entre as três curvas, além do menor valor em termos de resistência mecânica para a amostra retirada a 0°DL.



Figura 49 - Curva tensão efetiva x deformação efetiva em tração para o AISI 430 tipo F recozido nas direções 0º, 45º e 90º

Fonte: Próprio Autor

O comportamento mecânico apresentado possui concordância com o comumente encontrado para os aços inoxidáveis ferríticos, os quais possuem uma anisotropia mecânica pronunciada. Devido aos sistemas de deslizamento cristalográficos que predominam, as severas deformações mecânicas conduzem os diferentes grãos a um alinhamento cristalográfico semelhante, através de sua rotação. Dessa forma, essa deformação preferencial ao longo dos planos de deslizamento resulta em propriedades mecânicas que variam a partir da deformação anterior. Conforme citam Marciniak *et al.* (2002), essa variação na anisotropia observada nos aços AISI 430 tipos A e F terá maior influência no comportamento mecânico desses aços durante uma operação de estampagem profunda.

Na Tabela 13 são apontados os valores de limite de escoamento obtidos para as amostras recozidas para os aços AISI 430 tipos A e F nas direções de laminação 0°, 45° e 90°. O aço AISI 430 tipo A apresentou valores de LE médio maiores que o aço AISI 430 tipo F em todas as direções de laminação. Os valores do limite de escoamento médio para a direção 90°DL foram os mais elevados para ambos os aços AISI 430, já as direções com menores valores de LE médio alternaram entre 45°DL para o AISI 430 tipo A e 0°DL para o AISI 430 tipo F

Limite de Escoamento (LE)					
Material	0°DL	45°DL	90°DL		
AISI 430 tipo A recozido	323 ± 10	315 ± 32	331 ± 7		
AISI 430 tipo F recozido	298 ± 39	301 ± 19	307 ± 14		
Fonte: Próprio Autor					

Tabela 13 - Resultados de limite de escoamento para as amostras AISI 430 tipos A e F no estado como recozido

A anisotropia foi avaliada através do cálculo de R<sub>0°</sub>, R<sub>45°</sub> e R<sub>90°</sub>, assim como a anisotropia planar e anisotropia normal média. Verificou-se que o aço AISI 430 tipo F apresenta uma melhor estampabilidade devido à maior proximidade de zero do valor de anisotropia planar (ASM HANDBOOK, V.14B 2006), quando comparado com o AISI 430 tipo A.

Inoue *et al.* (2021), estudaram a influência da anisotropia em chapas laminadas de ligas de alumínio 3104. Além de identificarem que a anisotropia da chapa alterou durante processo de estampagem simples e estiramento, também foi verificado que quanto menor a anisotropia nas paredes do material estampado, menor a probabilidade na ocorrência de fraturas.

O AISI 430 tipo F, por sua vez, também possui uma maior resistência à deformação plástica pelos elevados valores de R<sub>0</sub>°, R<sub>45</sub>° e R<sub>90</sub>° compartilhados (DIETER, 1981), em relação ao aço AISI 430 tipo A.

Analisando o resultado de anisotropia normal média verifica-se que para a operação de embutimento e em peças utilizadas nos veículos automotores, o AISI 430 tipo F seria o mais indicado, uma vez que o elevado valor de anisotropia normal média propiciará a redução da ocorrência de defeitos como enrugamentos e ondulações (MARCINIAK *et al.*, 2002).

Na Tabela 14 são apresentados os valores de anisotropia encontrados para os aços AISI 430 tipos A e F.

Material	Anisotropia Planar ∆R	Anisotropia Normal Média R <sub>m</sub>	R0°	R45°	R90°
AISI 430 tipo A	0,137	0,638	0,459	0,569	0,953
AISI 430 tipo F	0,046	0,938	0,792	0,915	1,131
	1				

Tabela 14- Valores de anisotropia obtidos para os aços AISI 430 tipos A e F recozidos

Fonte: Próprio Autor

#### 5.3.4. Ensaios de cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento nos aços AISI 430 tipos A e F no estado como recebido em amostras retiradas a 0º, 45º e 90º em relação à direção de laminação original das chapas.

As respectivas curvas de tensão efetiva x deformação efetiva, podem ser observadas na Figura 50 e na Figura 51. Depreende-se que as amostras retiradas a 45° DL apresentaram uma menor resistência mecânica quando comparadas com as amostras retiradas a 0° e a 90° DL para ambos os aços AISI 430, sendo essa diferença maior para o 430, do tipo A, tal como observado no ensaio de tração.

Esses resultados confirmam ainda a diferença quanto à anisotropia inicial dos aços AISI 430 tipos A e F, citada no item 5.3.3, uma vez que o afastamento relativo entre as curvas em função da direção de retirada dos corpos de prova foi diferente em relação ao tipo de aço.





Fonte: Próprio Autor



Figura 51 - Curvas tensão efetiva x deformação efetiva para o aço AISI 430 tipo F recebido obtidas mediante ensaio de cisalhamento

Fonte: Próprio Autor

As amostras no estado recozido também foram analisadas com uso do ensaio de cisalhamento, de modo a integrar os resultados alcançados no ensaio de tração. Os ensaios de cisalhamento (Figura 52) nos corpos de prova recozidos, retirados na direção de laminação (0º DL) apresentaram um comportamento que comprova a maior resistência mecânica do aço AISI 430 tipo A nessa direção, como demonstrado pelos resultados de dureza Vickers (HV) e de tração.





Fonte: Próprio Autor

### 5.3.5. Rota 01: Tração-Cisalhamento

#### 5.3.5.1. Avaliação da influência da pré-deformação

Com a intuito de averiguar a influência da quantidade de pré-deformação no comportamento mecânico dos aços AISI 430 tipos A e F foram feitas combinações das curvas tensão efetiva x deformação efetiva da rota tração-cisalhamento. Foram plotados os gráficos dos aços AISI 430 tipos A e F com pré-deformação em tração para valores de deformação efetiva equivalentes a 30% e 50% do respectivo valor do alongamento uniforme dos aços AISI 430, acompanhado por cisalhamento monotônico.

Na Figura 53 (a) são apresentadas as curvas referentes aos dois valores de prédeformação em tração para o aço AISI 430 tipo A no estado como recebido, sendo 30% do alongamento uniforme (AU), o equivalente à deformação efetiva,  $\varepsilon_{e}$ , de 5,40%, e de 50% (deformação efetiva,  $\varepsilon_{e}$ , de 8,84%) do valor do alongamento uniforme médio. Verifica-se a redução da tensão de fluxo, calculada a partir da diferença entre a última tensão efetiva e da primeira tensão efetiva na parte plástica no recarregamento em cisalhamento, de ~140 MPa para a amostra pré-deformada a 30% e de ~233MPa para a pré-deformada em 50% no recarregamento em cisalhamento monotônico após a pré-deformação.

A amostra pré-deformada em 30% de AU, apresentou o maior encruamento quando comparada com a amostra deformada de 50% do valor de AU. Um amaciamento para ambas as amostras também é percebido após o carregamento em cisalhamento monotônico. Isso se deve ao fato de as duas curvas estarem abaixo da curva de cisalhamento monotônico de referência.

Segundo Rauch (1992), esse amaciamento está relacionado com a ativação das microbandas de cisalhamento após o recarregamento, as quais atravessam as paredes das células com alta densidade de discordâncias, oriundas da prédeformação.

Morais (2020), encontrou também um maior encruamento para o menor valor de prédeformação durante experimentos com o aço AISI 409. Foi utilizado valores de prédeformação em tração de 6,14% e 11,93% seguidos por cisalhamento monotônico. Ghosal, Puja *et al.* (2021), analisaram a influência da pré-deformação de 10% em tração no aço DP590. Quando comparada a amostra pré-deformada com a amostra no estado como recebido, identificou-se um aumento de 12% em LE e de 6% para o LRT. O encruamento da amostra pré-deformada ainda foi expressivamente maior do que a amostra recebida nos estágios iniciais de deformação.

Na Figura 53 (b) foi feita a comparação do aço AISI 430 tipo F no estado como recozido com os dois valores de pré-deformação, 30% e 50% de AU. Verifica-se uma redução na tensão de fluxo no recarregamento em cisalhamento de ≈38 MPa para amostra pré-deformada a 30% e de ≈122 MPa para a amostra com pré-deformação de 50%. Nota-se também o amaciamento da amostra com pré-deformação de 30%, a qual se mantém abaixo das duas demais curvas.

O valor da tensão de fluxo no recarregamento está relacionado, segundo Bouvier *et al.,* (2005), com a quantidade da pré-deformação submetida, responsável pelo aumento ou não da tensão de fluxo bem como pela alteração da conformabilidade do material.

Essa redução na tensão de fluxo observada nas amostras em ambos os estados (recebido e recozido) é comum em carregamentos do tipo Bauschinger, sendo tal resposta correlacionada com a subestrutura de discordâncias detectada após a mudança na trajetória de deformação. Contudo, não foi percebida influência significativa de tal redução da tensão de fluxo, no recarregamento em cisalhamento. A tensão de fluxo, apresentou na sequência, um incremento expressivo em sua resistência mecânica, bem como a tendência em se igualar com a curva de cisalhamento monotônico. Lopes (2009), indica que a continuidade da deformação plástica neste modo de deformação pode favorecer o desenvolvimento de uma subestrutura de discordâncias típica desse modo de deformação plástica.

Por fim, percebe-se ainda que independentemente do valor de pré-deformação em tração, as curvas referentes ao carregamento em cisalhamento tendem a se alinhar com o aumento da quantidade de deformação plástica nesse modo de deformação plástica, indicando o estabelecimento de uma subestrutura de discordâncias e orientação cristalográfica preferencial similar aos dois valores de pré-deformação em tração (MORAIS, 2020).





a) Amostras no estado recebido b) Amostras no estado recozido

Fonte: Próprio autor

Na Figura 54 (a) são exibidas as curvas referentes ao aço AISI 430 tipo F no estado como recebido, sendo de 30% (deformação efetiva,  $\varepsilon_{e}$ , de 6,19%) e de 50% (deformação efetiva,  $\varepsilon_{e}$ , de 10,11%) do valor do alongamento uniforme médio. A redução da tensão de fluxo de ~182 MPa e de ~220 MPa para as amostras com prédeformação de 30% e de 50% respectivamente. As amostras tiveram uma elevação na resistência mecânica, sendo tal comportamento associado ao desenvolvimento das paredes de células com alta densidade de discordâncias (DDWs), dificultando assim, a movimentação das discordâncias móveis (LOPES, 2009).

Na Figura 54 (b) as amostras do AISI 430 tipo F no estado recozido foram analisadas nas condições de pré-deformação de 30% ( $\varepsilon_{et}$  de 6,54%) e 50% ( $\varepsilon_{et}$  de 10,68%) de AU. A redução na tensão de fluxo de ≈147MPa (pré-deformação 30%) e de ≈215MPa (pré-deformação 50%) é observada para ambas as amostras após a pré-deformação, bem como o aumento na resistência mecânica durante a continuidade do carregamento em cisalhamento, uma vez que as duas curvas no recarregamento estiveram acima da curva monotônica de referência.

Os resultados dos valores da tensão de fluxo durante o recarregamento em cisalhamento monotônico para as curvas do AISI 430 tipos A e F na condição recebido

reforçaram a capacidade da deformação plástica destes aços, restaurando assim, o encruamento posterior à pré-deformação.





a) Amostras no estado recebido b) Amostras no estado recozido

Fonte: Próprio autor

## 5.3.5.2. Avaliação da influência do aço AISI 430 tipos A e F

A influência do tipo de material foi estudada de modo mais destacado a partir da manutenção das variáveis pré-deformação e estado de fornecimento.

Na Figura 55 (a) é possível comparar as curvas dos aços pré-deformados de 30% de AU seguido de cisalhamento monotônico, bem como apenas as curvas de cisalhamento monotônico para os aços AISI 430 na condição recebido. Constata-se um amaciamento após a pré-deformação em tração e o aumento da tensão de fluxo no decorrer do recarregamento em cisalhamento, evidenciando a recuperação da resistência mecânica. Nota-se ainda que o AISI 430 tipo A se manteve com maior resistência mecânica após pré-deformação, conforme evidenciado no ensaio de tração, Tabela 11.

As curvas com pré-deformação em tração de 30% de AU, seguidas de cisalhamento monotônico para os aços AISI 430 tipos A e F no estado recozido são mostradas na Figura 54 (b). Ambas amostras apresentaram um amaciamento de baixa magnitude e

uma proximidade na tensão de fluxo inicial no recarregamento. O AISI 430 tipo A apresentou um amaciamento da tensão de fluxo ao longo do recarregamento em cisalhamento quando comparado com a curva monotônica de referência. Já o valor da tensão de fluxo do AISI 430 tipo F por sua vez, se manteve acima do valor detectado para a curva monotônica de referência até a deformação efetiva de 0,36  $\varepsilon_{e}$ .





a) Amostras no estado recebido b) Amostras no estado recozido
 Fonte: Próprio autor

A partir da análise das curvas visualizadas na Figura 56 (a), as quais se referem aos aços AISI 430 tipos A e F na condição recebido e pré-deformado em tração (50% de AU), verifica-se o amaciamento no recarregamento em cisalhamento, ocasionado pela elevação da intensidade de pré deformação, bem como a proximidade do valor de tensão de fluxo inicial para as duas amostras. Posteriormente, consta-se que a recuperação da resistência mecânica de ambas as amostras, para o AISI 430 tipo A, não foi suficiente para ultrapassar a curva monotônica de referência do mesmo aço.

Na Figura 56 b) são apresentados os aços AISI 430 tipos A e F na condição recozido e com pré-deformação em tração de 50%. Nota-se um amaciamento mais pronunciado para as duas amostras, com maior ênfase para o AISI 430 tipo F, causado pela elevação da pré-deformação em tração, seguido por uma recuperação da resistência mecânica, a qual pode ser associada, segundo Morais (2020), pelo desenvolvimento de paredes com elevada densidade de discordâncias (DDWs).





a) Amostras no estado recebido b) Amostras no estado recozido

Fonte: Próprio autor

### 5.3.5.3. Avaliação da influência das condições recebido e recozido

Com o objetivo de investigar a influência dos estados recebido e recozido as amostras foram comparadas fixando as variáveis material e pré-deformação em tração.

Na Figura 57 (a) são apresentadas as curvas do AISI 430 tipo A com pré-deformação de 30% de AU nas condições recebido e recozido. Para as duas amostras verificouse o amaciamento após a pré-deformação seguido pelo aumento da resistência mecânica. A curva para o estado recozido se manteve abaixo da curva monotônica de referência na mesma condição, bem como para a curva no estado recebido. Tal fato pode estar relacionado com a subestrutura de discordâncias criada na pré-deformação não ter sido suficiente para elevar a resistência mecânica da amostra recozida de maneira significativa (LOPES, 2009). As curvas do aço AISI 430 tipo A com pré-deformação de 50% de AU podem ser visualizadas na Figura 57 (b) nas condições recebido e recozido. Além do amaciamento após a pré-deformação nota-se também o aumento da tensão de fluxo para a amostra recozida, cuja magnitude ultrapassou a curva da tensão de fluxo da amostra recebida e a curva monotônica de referência. A elevação da densidade das discordâncias nas paredes das células dificulta a movimentação das discordâncias e justifica o comportamento citado (RAUCH, 2002). As curvas citadas se aproximaram com a continuidade da deformação, indicando que a estrutura estabelecida na pré-deformação foi dissolvida.





a) Amostras pré-deformadas em 30% de AU b) Amostras pré-deformadas em 50% de AU

#### Fonte: Próprio autor

As amostras para o AISI 430 tipo F nos estados recebido e recozido e após as prédeformações de 30% e 50% de AU são exibidas na Figura 58. É possível evidenciar para as curvas (a) e (b) que a quantidade de pré-deformação em tração e a sequência de carregamento adotada para essa trajetória de deformação foram capazes de alterar de modo significativo a diferença quanto ao comportamento mecânico do aço AISI 430 tipo F no estado recozido. A curva ficou acima das curvas de referência monotônica e das curvas no estado recebido, exibindo um endurecimento superior às demais. Esse comportamento permite inferir que o maior valor de pré-deformação alterou a capacidade de encruamento das amostras recozidas (Tabela 16), bem como maior sensibilidade para o provável desenvolvimento de paredes com alta densidade de discordâncias (BOUVIER *et al.,* 2005). O amaciamento após a pré-deformação também foi um fator frequente para as amostras analisadas.

Figura 58 - Curvas tensão - deformação efetiva das amostras do aço AISI 430 tipo F nos estados recebido e recozido e pré-deformadas, seguido de cisalhamento monotônico e curva monotônica de referência



a) Amostras pré-deformadas em 30% de AU b) Amostras pré-deformadas em 50% de AU

#### Fonte: Próprio autor

Na Figura 59 é exibida a taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para o AISI 430 tipo A nos estados recebido e recozido pré-deformados de 30% e de 50% de AU. As amostras submetidas ao maior valor de pré-deformação (50%) apresentaram taxa de encruamento normalizada de maior magnitude, além de terem também um coeficiente de encruamento n, mostrado na Tabela 15, mais elevado quando comparado com as amostras deformadas de 30% do valor do alongamento uniforme médio. Tal situação se relaciona com o estabelecimento de uma nova subestrutura de discordâncias durante deformação no recarregamento em

cisalhamento, o que acarreta no aumento da densidade de discordâncias e do encruamento do material (RAUCH *et al.,* 2002).

A amostra recebida com pré-deformação de 50% de AU exibiu uma oscilação na taxa de encruamento normalizada, o que é chamado também de transientes do encruamento. Os transientes do encruamento tendem a ser maiores quando maior for a quantidade da pré-deformação, logo causará uma competição entre o estabelecimento de um novo tipo de subestrutura de discordâncias no último modo de deformação (RAUCH *et al.,* 2002) e aquele criado durante a pré-deformação do material.

Por sua vez, a presença do transiente somente para o AISI 430 tipo A com prédeformação a 50% caracteriza o efeito da quantidade de pré-deformação na ocorrência desse fenômeno.





Fonte: Próprio autor

Tabela 15 - Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e recozidas do aço AISI 430 tipo A

Amostra	Coeficiente de Encruamento, n
AISI 430 tipo A.Recebido.Tra 30%.Cis	0,244
AISI 430 tipo A.Recebido.Tra.50%.Cis	0,309
AISI 430 tipo A.Recozido.Tra.30%.Cis	0,209
AISI 430 tipo A.Recozido.Tra.50%.Cis	0,251
Fonte: Próprio autor	

Na Figura 60 são apresentadas as curvas de taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras recebidas e recozidas do aço AISI 430 tipo F. Também é observada uma maior taxa de encruamento para as amostras prédeformadas de 50%. As mesmas amostras também apresentaram maior capacidade de encruamento, confirmado pelo valor do coeficiente de encruamento visualizado na Tabela 16. Vale ressaltar que as duas amostras no estado recozido apresentaram coeficiente de encruamento maior do que a amostra recebida pré-deformada de 30%, tal fato pode estar correlacionado com a combinação do efeito da pré-deformação com o menor tamanho de grão após tratamento térmico de recozimento no AISI 430 tipo F, como revelado na Tabela 7.

Figura 60 - Curvas da taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras recebidas e recozidas do aço AISI 430 tipo F



Fonte: Próprio autor

Tabela 16 - Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e recozidas do aço AISI 430 tipo F

Amostra	Coeficiente de Encruamento n
AISI 430 tipo F.Recebido.Tra 30%.Cis	0,233
AISI 430 tipo F.Recebido.Tra.50%.Cis	0,306
AISI 430 tipo F.Recozido.Tra.30%.Cis	0,258
AISI 430 tipo F.Recozido.Tra.50%.Cis	0,268
Fonte: Próprio autor	

Fonte: Próprio autor

#### 5.3.6. Rota 02: Cisalhamento Direto- Reverso-Direto (Efeito Bauschinger)

# 5.3.6.1. Aço AISI 430 tipo A: Cisalhamento Direto 16,7% + Cisalhamento Reverso 7,81% + Cisalhamento Direto

Para simular o efeito Bauschinger nas amostras AISI 430 tipo A recozidas foi realizada uma sequência de carregamento. Foram combinados os ensaios de cisalhamento direto e reverso. Foi adotado cisalhamento direto com quantidade de deformação efetiva,  $\varepsilon_{e}$ , de 16,70%, seguido pela deformação em cisalhamento reverso de  $\varepsilon_{e}$ , 7,81% e por fim, novo cisalhamento direto. As curvas resultantes dos carregamentos citados foram comparadas com a curva de cisalhamento monotônico do mesmo aço.

A análise dos resultados mostrados na Figura 61 e Figura 62 permite identificar a redução da tensão de fluxo (calculada a partir da diferença entre o último valor de tensão de fluxo e o primeiro valor de tensão de fluxo no recarregamento) para os carregamentos direto/reverso de 588MPa, e de 449MPa para a sequência cisalhamento reverso/direto realizados de maneira subsequente, o que já era esperado para carregamentos do tipo Bauschinger. O comportamento citado revela que o maior valor de pré-deformação ( $\varepsilon_{e}$ , 16,70%) influenciou na variação da tensão de fluxo de mais intensidade, possibilitando inferir que a desestruturação das discordâncias no recarregamento após cisalhamento reverso de  $\varepsilon_{e}$ , 7,81% foi menor.

Na Figura 62 é possível observar nos dois últimos carregamentos (reverso de  $\varepsilon_{e}$ , 7,81% e direto) um amaciamento permanente para o aço AISI 430 tipo A no estado como recozido, uma vez que elas se apresentaram abaixo da curva de cisalhamento monotônico durante todo o carregamento. Esse desempenho sugere uma influência da pré-deformação, a qual segundo Morais (2020), pode ter sido responsável por impossibilitar a criação de uma subestrutura de discordâncias e de uma orientação cristalográfica preferencial parecida com a predominante no carregamento em cisalhamento monotônico.

Percebe-se também que no carregamento em cisalhamento direto realizado com prédeformação  $\varepsilon_{e}$ , de 16,70%, a curva de cisalhamento se posicionou acima da curva do carregamento monotônico de referência, mesmo sendo mantida a trajetória de deformação e demais parâmetros do ensaio de cisalhamento. Dessa forma, entendese que o passe de encruamento realizado nas chapas durante a operação de laminação no ambiente industrial pode ter sido responsável pela elevação da resistência mecânica constatada.





Fonte: Próprio autor





Fonte: Próprio autor

Na Figura 63 são apresentadas as curvas taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para as amostras carregadas em cisalhamento para simulação do efeito Bauschinger (cisalhamento direto de  $\varepsilon_{e}$ , 16,70%, reverso de  $\varepsilon_{e}$ , 7,81% seguido de cisalhamento direto). Foram observados transientes na taxa de encruamento, representados por oscilações na deformação plástica, para o terceiro estágio da deformação em cisalhamento reverso, fator também notado pelo ponto de inflexão mostrado na Figura 62 e destacado pela circunferência pontilhada. Conforme citado por Rauch (1992), a pré-deformação é o principal fator responsável pelos transientes na taxa de encruamento e sua intensidade será proporcional à dificuldade na reorganização das subestruturas de discordâncias.

O coeficiente de encruamento, n por sua vez, para as amostras cujo carregamento Bauschinger foi realizado, ficou acima da amostra carregada por cisalhamento monotônico (Tabela 17). Esse comportamento está relacionado à mudança na trajetória de deformação imposta através da reversão no sentido de deformação plástica, a qual foi responsável pela reorganização das paredes de discordâncias formadas no primeiro modo de deformação, cisalhamento direto (LOPES, 2009). Figura 63 - Curvas da taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras da rota cisalhamento direto 16,7% + cisalhamento reverso 7,81% + cisalhamento direto do aço AISI 430 tipo A



Fonte: Próprio autor

Tabela 17 - Coeficiente de encruamento para a rota de carregamento Bauschinger do aço AISI 430 tipos A e cisalhamento monotônico

Amostra	Coeficiente de Encruamento n
AISI 430 tipo A Recozido.Monotônico	0,270
AISI 430 tipo A.Recozido.Direto 16.70%.Reverso 7.81%.Direto	0,282

Fonte: Próprio autor

# 5.3.6.2. Aço AISI 430 tipo F: Cisalhamento Direto 7,38% + Cisalhamento Reverso 6,44% + Cisalhamento Direto

Para o aço AISI 430 tipo F foi realizada a sequência de carregamento Bauschinger considerando carregamentos em cisalhamento direto de  $\varepsilon_{e}$ , 7,38%, reverso de  $\varepsilon_{e}$ , 6,44% e direto subsequentemente. Na Figura 64 são apresentadas as curvas da rota citada, bem como a curva monotônica de referência para o AISI 430 tipo F.

Uma queda na tensão de fluxo foi observada no início do recarregamento em cisalhamento reverso e direto, apresentando diferenças de 428MPa para a rota direto/reverso e de 470MPa para a rota reverso/direto. O fato citado indica que o cisalhamento direto foi suficiente para alterar a densidade da subestrutura de discordâncias do material. O amaciamento citado também foi observado por Santos

(2019), em todas as rotas de processamento que foram submetidos os ensaios de cisalhamento direto e reverso sequencialmente no aço AISI 430.

Outra importante observação é referente às curvas dos carregamentos reverso e direto se apresentarem acima da curva de cisalhamento monotônico, indicando uma maior taxa de encruamento após a imposição de deformação anterior. Antes de ultrapassar, as curvas da tensão de fluxo em cisalhamento coincidem com a curva monotônica de referência, segundo Morais (2020), este fato está ligado à reorganização da subestrutura de discordâncias desenvolvida no carregamento em cisalhamento direto.





Fonte: Próprio autor




Fonte: Próprio autor

A taxa de encruamento normalizada em função da deformação verdadeira para as amostras do aço AISI 430 tipo F podem ser vistas na Figura 66. Para essa sequência de carregamento também foi identificada a presença do transiente de encruamento (círculo pontilhado mostrado na Figura 65) na curva de recarregamento em cisalhamento direto, responsável pela oscilação da taxa de encruamento, ainda que em menor intensidade devido ao menor valor de pré-deformação imposto.

O fato de ter apresentado um aumento na tensão de fluxo concomitante com a redução na taxa de encruamento, quando comparado com a curva em cisalhamento monotônico, pode estar relacionado com a combinação de fatores como a prédeformação e o tamanho de grão do material (LOPES, 2009). Chung e Wagoner (1986) alcançaram resultados similares, com a tensão de fluxo superior e taxa de encruamento negativa em experimentos com o aço A-K, esse comportamento mecânico (aumento da tensão de fluxo acompanhado pela redução na taxa de encruamento) foi qualificado como sendo típico de um material classificado como do tipo 2 em termos da evolução da resposta mecânica após uma mudança na trajetória de deformação. Figura 66 - Curvas da taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras da rota cisalhamento direto 7,38% + cisalhamento reverso 6,44% + cisalhamento direto do aço AISI 430 tipo F





Na Tabela 18 são apresentados os coeficientes de encruamento para o carregamento Bauschinger nas amostras do AISI 430 tipo F no estado recozido, assim como para a amostra cisalhada monotonicamente do mesmo material e estado. Percebe-se uma redução no coeficiente de encruamento do AISI 430 tipo F quando comparado com o coeficiente de encruamento do material carregado por cisalhamento monotônico.

Tabela 18 - Coeficiente de encruamento para a rota de carregamento Bauschinger do aço AISI 430tipos F e cisalhamento monotônico

Amostra	Coeficiente de Encruamento n
AISI 430 tipo F Recozido.Monotônico	0,310
AISI 430 tipo F.Recozido.Direto 7.38%.Reverso 6.44%.Direto	0,202

Fonte: Próprio autor

Os valores do parâmetro deformação de Bauschinger ( $\beta$ ) foram calculados para as duas rotas Bauschinger estudadas nos aços AISI 430 tipos A e F. Foram consideradas as deformações de Bauschinger para cada carregamento sendo,  $\beta$ 1=cisalhamento direto,  $\beta$ 2=cisalhamento reverso,  $\beta$ 3=cisalhamento direto, todos para um valor de tensão efetiva de 400MPa como referência, os resultados são expostos pela Tabela 19 A partir dos resultados é possível quantificar a influência da deformação de Bauschinger para cada rota executada. Para a sequência de deformação do AISI 430 tipo F (cis. dir. 7,38% + cis. rev. 6,44% + cis. dir) foram obtidos valores de 0,013 para  $\beta$ 1 e  $\beta$ 2, e de 0,014 para o  $\beta$ 2 e  $\beta$ 3. O que retrata a baixa influência na mudança da deformação de 7,38% no cisalhamento direto para 6,44% no cisalhamento reverso em alterar a deformação Bauschinger para a rota do AISI 430 tipo F.

A deformação Bauschinger também foi calculada para o AISI 430 tipo A (cis. dir. 16,7% + cis. rev. 7,81% + cis. dir.). Os valores de deformação foram de 0,014 para as etapas  $\beta$ 1 e  $\beta$ 2 e de 0,012 para as etapas  $\beta$ 2 e  $\beta$ 3. Esse resultado demonstra que, a partir do aumento da pré-deformação em cisalhamento direto e de uma maior magnitude da diferença entre as deformações nos carregamentos em cisalhamento direto e reverso, a deformação Bauschinger teve um aumento entre as etapas  $\beta$ 1 e  $\beta$ 2 quando comparadas com as etapas  $\beta$ 2 e  $\beta$ 3. O resultado mencionado corrobora com a evidencia de que maiores valores de pré-deformação aumentam a capacidade de deformação plástica após o carregamento Bauschinger, devido ao amaciamento, indicado pela maior variação na tensão de fluxo ( $\sigma$ f) entre as etapas de carregamento.

Tabela 19 - Deformação Bauschinger para as rotas de processamento dos aços AISI 430 tipos A e F

Rota Bauschinger	β1 <b>2</b>	β <b>23</b>	σ <b>f12 (MPa)</b>	σ <b>f23 (MPa)</b>
AISI 430 tipo A Cis. dir. <b>16,7%</b> + cis. rev. <b>7,81%</b> + cis. dir.	0,014	0,012	588	449
AISI 430 tipo F Cis. dir. <b>7,38%</b> + cis. rev. <b>6,44%</b> + cis. dir.	0,013	0,014	428	470

Fonte: Próprio autor

### 5.4. Estampagem

As chapas dos aços AISI 430 foram estampadas em uma operação de dobra e repuxo executada em uma prensa hidráulica. O produto estampado obtido pode ser visualizado de forma detalhada na Figura 67, sem a presença de defeitos como trincas ou descontinuidades mecânicas que indicassem algum concentrador de tensões. É possível visualizar ainda que a grade de círculos demarcada com uso do procedimento eletroquímico também se manteve íntegra após a estampagem das chapas.

Figura 67 - Produto estampado



Fonte: Próprio autor

## 5.4.1. Dureza Vickers (HV) – Amostras Estampadas

Após estampagem das amostras dos aços AISI 430 tipos A e F nos estados recebido e recozido, os corpos de prova da posição 3 (vide Figura 33) foram retirados para ensaio de microdureza (HV).

Conforme mostrado na Tabela 20, os valores de dureza média das amostras para ambos os aços e estados tiveram uma leve redução após o processo de estampagem. A redução com maior intensidade foi observada para as amostras do AISI 430 tipo A, com maior destaque para o estado recozido, o qual apresentou uma redução mais expressiva.

A partir do teste de T de *Student* foi verificado se os valores de dureza das amostras antes e após a estampagem poderiam ser considerados significativamente diferentes, utilizando grau de liberdade de 24 e intervalo de confiança de 95%. Os resultados obtidos informam que existe uma significativa influência da estampagem na alteração dos valores de dureza para as amostras do AISI 430 tipo A recebido e recozido e o AISI 430 tipo F no estado como recebido. O resultado da avaliação estatística para o AISI 430 tipo F no estado recozido não relatou diferença significativa entre os valores de dureza média antes e após a estampagem.

Condiaão	Dureza Média (HV)				
Condição	Antes da Estampagem	Após Estampagem			
AISI 430 Tipo A Recebido	173 ±10	168±9			
AISI 430 Tipo A Recozido	164±5	157±7			
AISI 430 Tipo F Recebido	158±7	154±8			
AISI 430 Tipo F Recozido	152±4	152±6			

Tabela 20 - Resultados de dureza (HV) obtidos para amostras dos produtos estampados dos *aços* AISI 430 tipos A e F recebido e recozido

Fonte: Próprio autor

### 5.4.1. Análise das Deformações – Amostras Estampadas

Foi realizada uma simulação por elementos finitos, utilizou-se como referência a deformação submetida nas peças estampadas. Na Figura 68 é possível verificar o resultado das tensões atuantes na peça. Os locais específicos que tendem a ter uma maior criticidade, ou seja, com deformação acima de zero, foram destacados por cores diferentes e correlacionados com as deformações exibidas pela curva CLC criada pelo próprio software.

Verifica-se para a peça estampada que as regiões dos raios e rebaixos foram solicitadas com maior intensidade, mas mesmo assim apresentaram deformações principal máxima (eixo Y) e principal mínima (eixo X) abaixo da CLC do material estampado, indicando a viabilidade em se trabalhar com a peça nesse perfil de deformações e que não há influência significativa das solicitações impostas ao material pelo processo de estampagem.



Figura 68 - Simulação por elementos finitos da peça estampada

Fonte: Próprio autor

A partir da medição das grades de círculos antes (Figura 33) e após a estampagem (Figura 37), foram obtidos os valores de deformação local para as posições de 1 a 4 (Figura 34) nas direções horizontal ( $x=\epsilon 2$ ) e vertical ( $y=\epsilon 1$ ) para os aços AISI 430 tipos A e F, apresentados pela Tabela 21 e Tabela 22.

Na Tabela 21 é possível observar os valores obtidos para as deformações  $\varepsilon 1 e \varepsilon 2$ para os aços AISI 430 A e F no estado como recebido. Ambos os aços foram condizentes com o resultado da simulação por elementos finitos uma vez que se obteve uma deformação média máxima de  $\varepsilon 2 = 0,034 e \varepsilon 1 = 0,019$  para as chapas estampadas.

O modo de deformação (B), calculado a partir da relação de deformação ( $\epsilon 1/\epsilon 2$ ) também é apresentado para cada posição mensurada. A posição 1 exibiu tendência ao estiramento ao longo do eixo X (aço AISI 430 tipo A) e compressão uniaxial (aços AISI 430 tipo F), a posição 2 e 3, tendência ao estiramento (aços AISI 430 tipos A e F), e a posição 4, tendência à deformação plana (aços AISI 430 tipos A e F).

O comportamento da espessura dos aços AISI 430 nas posições de 1 a 4 foi de afinamento (B > -1), em sua maioria, para o estado como recebido. A posição 1 do AISI 430 tipo A foi a exceção, a mesma apresentou previsão de aumento de

espessura, com valor  $\beta$  < -1 (MARCINIAK et al., 2002). Tal fato se deve à intensidade da contração das grades de círculos medidas no eixo Y, exibindo valor menor que o encontrado nas medições antes da estampagem e da expansão detectada no no eixo X, a qual contribuiu para aumentar o valor da grade de círculos após a estampagem.

Tabela 21 - Deformações e modos de deformação por posição, amostras estampadas, estado recebido, AISI 430 tipos A e F

Pos.	ε2 AISI 430 tipo A	Pos.	ε1 AISI 430 tipo A	Pos.	B AISI 430 tipo A	Modo deformação AISI 430 tipo A	Previsão Espessura
X1	0,014	Y1	-0,012	β1	-2,043	Compressão uniaxial	Aumentar
X2	0,005	Y2	-0,017	β2	-0,843	Tendência estiramento/embutimento	Diminuir
X3	-0,034	Y3	-0,008	β3	3,205	Tendência estiramento ao longo eixo X	Diminuir
X4	-0,003	Y4	0,019	β4	-0,133	Tendência deformação plana	Diminuir
Pos.	ε2 AISI 430 tipo F	Pos.	ε1 AISI 430 tipo F	Pos.	B AISI 430 tipo F	Modo deformação AISI 430 tipo F	Previsão Espessura
Pos.	ε2 AISI 430 tipo F 0,015	Pos. Y1	ε1 AISI 430 tipo F 0,002	<b>Pos.</b> β1	B AISI 430 tipo F 6,833	Modo deformação AISI 430 tipo F Tendência estiramento ao longo eixo X	Previsão Espessura Diminuir
Pos. X1 X2	<b>ε2 AISI</b> <b>430 tipo F</b> 0,015 0,004	<b>Pos.</b> Y1 Y2	ε1 AISI 430 tipo F 0,002 -0,015	<b>Pos.</b> β1 β2	B AISI 430 tipo F 6,833 -0,825	Modo deformação AISI 430 tipo F Tendência estiramento ao longo eixo X Tendência estiramento/embutimento	Previsão Espessura Diminuir Diminuir
Pos. X1 X2 X3	<b>ε2 AISI</b> 430 tipo F 0,015 0,004 -0,032	Pos. Y1 Y2 Y3	ε1 AISI 430 tipo F 0,002 -0,015 -0,005	β1         β2         β3	B AISI 430 tipo F 6,833 -0,825 6,990	Modo deformação AISI 430 tipo F Tendência estiramento ao longo eixo X Tendência estiramento/embutimento Tendência estiramento ao longo eixo X	Previsão Espessura Diminuir Diminuir Diminuir

Fonte: Próprio autor

Na Tabela 22 são exibidos os resultados das deformações  $\varepsilon 1 e \varepsilon 2$  para os aços AISI 430 tipos A e F no estado recozido. As maiores deformações médias encontradas foram para as deformações  $\varepsilon 2 = 0,023 e \varepsilon 1 = 0,014$ . Os modos de deformação foram em sua maioria de estiramento uniaxial para o AISI 430 tipo A recozido, se diferenciando para ao longo do eixo X entre as posições 1 e 2 e ao longo do eixo Y para as posições 3 e 4. Novamente foi constatado que os valores obtidos estão condizentes com os apresentados pela simulação por elementos finitos, onde a grande parte das deformações tiveram resultados de deformação menor que 0,02.

Para o aço AISI 430 tipo F recozido o modo de deformação (B) teve maior variação entre as posições de 1 a 4. A posição 1 expôs tendência ao estiramento ao longo do eixo X, a posição 2 e 4 se mostrou mais susceptível à deformação plana e a posição 3 exibiu tendência ao cisalhamento puro.

A espessura dos aços AISI430 tipo A e F no estado como recozido também apresentaram a disposição para o afinamento, assim como verificado para o estado

recebido em grande parte das amostras. A posição 3 do AISI 430 tipo A através da taxa de deformação indicou o comportamento de aumento da espessura (B < -1).

Pos.	ε2 AISI 430 tipo A	Pos.	ε1 AISI 430 tipo A	Pos.	B AISI 430 tipo A	Modo deformação AISI 430 tipo A	Previsão Espessur a
X1	0,008	Y1	0,010	β1	2,759	Tendência estiramento uniaxial ao longo eixo X	Diminuir
X2	0,017	Y2	0,013	β2	1,051	Tendência estiramento uniaxial ao longo eixo X	Diminuir
X3	0,007	Y3	-0,004	β3	-1,739	Tendência estiramento uniaxial ao longo eixo Y	Aumentar
X4	0,016	Y4	-0,006	β4	-0,473	Tendência estiramento uniaxial ao longo eixo Y	Diminuir
Pos.	ε2 AISI 430 tipo F	Pos.	ε1 AISI 430 tipo F	Pos.	B AISI 430 tipo F	Modo deformação AISI 430 tipo F	Previsão Espessur a
X1	0,012	Y1	0,014	β1	1,348	Tendência estiramento uniaxial ao longo eixo X	Diminuir
X2	0,023	Y2	0,008	β2	0,290	Tendência deformação plana	Diminuir
Х3	0,009	Y3	-0,008	β3	-0,965	Tendência cisalhamento puro	Diminuir
X4	0,017	Y4	0,002	β4	0,088	Tendência maior deformação	Diminuir

Tabela 22 - Deformações e modos de deformação por posição, amostras estampadas, estado recozido, AISI 430 tipos A e F

Fonte: Próprio autor

O gráfico de superfícies mostrado na Figura 69 permite analisar com maior clareza o comportamento das deformações das posições 1 a 4 do aço AISI 430 tipo A nos estados recebido e recozido.

Constata-se que para a amostra recebida, a posição 4 foi a que apresentou maior deformação no eixo Y quando a deformação no eixo X se reduziu. Já a posição 3 obteve um ligeiro aumento da deformação no eixo X quando a deformação no eixo Y foi menor.

Para o estado recozido do aço AISI 430 tipo A as maiores oscilações aconteceram quando a deformação na posição 2 foi maior nos eixos X e Y. Em contraste a deformação da posição 4 foi maior no eixo Y quando a deformação no eixo X apresentou redução.



Figura 69 - Gráfico de superfície para as deformações do aço AISI 430 tipos A e F

a) AISI 430 tipo A no estado recebido b) AISI 430 tipo A no estado recozidoc) AISI 430 tipo F no estado recebido d) AISI 430 tipo F no estado recozido

Fonte: Próprio autor

De maneira geral é possível inferir que as deformações nas posições 1 a 4 tiveram um comportamento similar quando comparados com os aços AISI 430 tipos A e F nos mesmos estados de fornecimento (recebido e recozido), podendo perceber visualmente a correlação entre a tendência das deformações nos eixos X e Y.

Para corroborar com a constatação citada acima, foram feitas análises estatísticas de modo a verificar a correspondência dos valores obtidos para as deformações  $\varepsilon 1 \ \varepsilon 2$  através do teste *T de student*, de modo a investigar a igualdade ou não da quantidade de deformação detectada após a estampagem dos aços. Neste caso, verificou-se que as deformações nos eixos X e Y tiveram o seguinte comportamento:

- as deformações nos eixos X e Y tiveram oscilações para ambos os aços;
- as deformações no eixo Y foram iguais para o estado recozido dos aços AISI 430 tipos A e F quando comparadas as posições 1 a 4 entre si. Para o estado no estado recebido as deformações foram iguais para ambos os aços quando comparadas as posições 1 e 2, 1 e 3, 2 e 3, 3 e 4;
- as deformações no eixo X foram iguais para as posições 2 e 4 para ambos os aços e se diferem significativamente comparando a posição 1 e 3 e a posição 1 e 4;
- as deformações X e Y foram iguais para ambos os aços quando comparadas entre si na posição 2, e se diferem para a posição 3.

Os estados recebido e recozido também foram analisados entre si no âmbito das deformações para os aços AISI 430 tipos A e F, sendo observado:

- para a posição 1 a deformação Y foi igual para os estados recebido e recozido de ambos os aços;
- para as posições 1 e 2 a deformação no eixo X foi igual para os estados recebido e recozido de ambos os aços;
- as deformações X e Y se diferenciaram significativamente para os estados recebido e recozido na posição 3 para ambos os aços.

Diante do cenário de deformações exposto, foram desenvolvidas análises e apontadas conclusões no que tange ao comportamento geral em termos do tipo de material e do estado de fornecimento dos mesmos:

- o aço AISI 430 tipo F apresentou maior deformação, para o estado recozido na posição 2 do eixo Y;
- o aço AISI 430 tipo A apresentou menor deformação, para o estado recebido na posição 4 do eixo X;
- para o aço AISI 430 tipo A o estado recebido teve maior deformação (estiramento) na posição 3;
- para o aço AISI 430 tipo F o estado recozido teve maior deformação (estiramento) na posição 2.

A situação apurada nas análises acima é condizente com o exibido pela Tabela 12 e Tabela 26 as quais retratam maiores valores para o coeficiente de encruamento para o AISI 430 tipo F na condição recozido e menores valores paras esse coeficiente para o AISI 430 tipo A em ambos os estados. Referido fato contribui para evidenciar que o AISI 430 tipo F utilizado no presente trabalho possui melhores condições do que o AISI 430 tipo A quando levado em consideração o comportamento durante a estampagem profunda.

### 5.4.1. Ensaio de Cisalhamento Monotônico – Amostras Estampadas

O ensaio de cisalhamento monotônico foi realizado em corpos de prova retirados das amostras estampadas dos aços AISI 430 tipos A e F. Devido à geometria da peça estampada e da escolha das regiões para estudo, os corpos de prova (vide Figura 33) foram retirados em diferentes direções de laminação, sendo a posição 1 (0°DL) e posições 2 e 4 (90°DL).

O resultado obtido para as amostras do aço AISI 430 tipos A e F estampadas no estado como recebido e recozido pode ser visualizado na Figura 70 e Figura 71, assim como a curva de cisalhamento monotônico de referência para os estados recebido e recozido do referido aço.

Um fator comum observado para as curvas de ambos os aços no estado recebido e recozido foi a presença da curva de cisalhamento da posição 4 se encontrar abaixo das demais posições, refletindo o amaciamento da amostra após estampagem. Vale ressaltar que o CP da posição 4 foi removido e ensaiado na direção de 90°DL, essa direção por sua vez, conforme já exibido pela Tabela 14 apresentou os maiores valores de anisotropia, o que implicaria em um aumento da resistência mecânica e não uma redução, conforme foi analisado. Tal fato leva em consideração a influência do esforço de dobramento, bem como o desenvolvimento uma textura cristalográfica preferencial para a posição 4 após esforço mecânico.

As demais posições 1 e 2 ensaiadas por meio do cisalhamento monotônico se apresentaram todas abaixo da curva de cisalhamento de referência, indicando um amaciamento de menor intensidade, quando comparadas com a posição 4



Figura 70 - Ensaio de Cisalhamento AISI 430 tipo A estampado

Fonte: Próprio autor



Figura 71-- Ensaio de Cisalhamento AISI 430 tipo F estampado

a) estado recebido b) estado recozido

#### Fonte: Próprio autor

Na Figura 72 está ilustrada a taxa de encruamento normalizada para as amostras estampadas do aço AISI 430 tipo A no estado como recebido. Destaca-se a ausência do transiente de encruamento, bem como uma elevação na taxa de encruamento após a deformação por estampagem para as amostras das posições 1, 2 e 4. A posição 4 se sobressaiu às demais, uma vez que foi apresentado uma maior elevação na taxa

a) estado recebido b) estado recozido

de encruamento. Acredita-se que o nível de deformação imposto na região 4 seja superior ao apresentado para as regiões 1 e 2.



Figura 72-Curvas da taxa de encruamento normalizada x deformação verdadeira para amostras recebidas e estampados do aço AISI 430 tipo A

O coeficiente de encruamento apresentado pela Tabela 23 mostra que as deformações exercidas pelo processo de estampagem trouxeram uma melhoria na capacidade de deformar das regiões estampadas 1, 2 e 4 devido à elevação no coeficiente de encruamento, quando comparadas com o resultado da amostra recebida sem deformação por estampagem, sendo tal resultado associado com o endurecimento decorrente da deformação plástica dos materiais durante a estampagem.

Deformação verdadeira

Tabela 23-Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e estampadas do aço AISI 430 tip	o A
--	-----

Amostra	Coeficiente de encruamento, n
AISI 430 tipo A Recebido.Monotônico	0,238
AISI 430 tipo A Recebido.Estampado.Pos.1	0,286
AISI 430 tipo A Recebido.Estampado.Pos.2	0,264
AISI 430 tipo A Recebido.Estampado.Pos.4	0,328

Fonte: Próprio autor

Fonte: Próprio autor

A taxa de encruamento para as amostras estampadas do AISI 430 tipo A no estado recozido é visualizado na Figura 73, bem como a curva de referência carregada por cisalhamento monotônico. A análise da Tabela 24 permite verificar que a amostra da posição 1 se destacou das demais, através do maior coeficiente de encruamento, ainda que de menor intensidade do que a amostra na posição 4, e de maneira mais expressiva para as demais amostras avaliadas.





Fonte: Próprio autor

Tabela 24 - Coeficiente de encruamento das amostras recozidas e e	estampadas do aç	o AISI430 tipo A
---	------------------	------------------

Amostra	Coeficiente de encruamento, n
AISI 430 tipo A Recozido.Monotônico	0,270
AISI 430 tipo A Recozido.Estampado.Pos.1	0,327
AISI 430 tipo A Recozido.Estampado.Pos.2	0,291
AISI 430 tipo A Recozido.Estampado.Pos.4	0,322

#### Fonte: Próprio autor

As curvas da taxa de encruamento normalizada para as amostras estampadas do aço AISI 430 tipo F na condição como recebido são apresentadas na Figura 74 para as posições 1, 2 e 4 e comparadas com a curva obtida por cisalhamento monotônico. É observado um aumento na taxa de encruamento para as amostras estampadas.





Fonte: Próprio autor

Na Tabela 25 são retratados os valores do coeficiente de encruamento para as amostras do AISI 430 tipo F no estado recebido. Pode-se perceber um aumento no coeficiente de encruamento para as amostras estampadas quando comparado com o valor obtido para a amostra retirada de chapa sem nenhuma deformação por estampagem. Referido fato indica que a deformação imposta pela estampagem foi suficiente para aumentar a capacidade de deformação localizada do produto estampado, adiando a instabilidade plástica (DIETER, 1981).

Tabela 25 - Coeficiente de encruamento	das amostras	recebidas e	e estampadas	do aço A	ISI 430
	tipo F				

Amostra	Coeficiente de encruamento, n
AISI 430 tipo F Recebido.Monotônico	0,267
AISI 430 tipo F Recebido.Estampado.Pos.1	0,314
AISI 430 tipo F Recebido.Estampado.Pos.2	0,298
AISI 430 tipo F Recebido.Estampado.Pos.4	0,341

Fonte: Próprio autor

As curvas das amostras estampadas referentes às posições 1, 2, 4, bem como a curva do cisalhamento monotônico de referência do AISI 430 tipo F no estado recozido podem ser vistas na Figura 75. Não foram percebidos indícios de transientes na taxa de encruamento para nenhuma das amostras testadas. Novamente, é notado o aumento do coeficiente de encruamento para as amostras estampadas, Tabela 26.





Fonte: Próprio autor

Tabela 26 - Coeficiente de encruamento das amostras recebidas e estampadas do aço AISI 430 tipo F

Amostra	Coeficiente de encruamento, n
AISI 430 tipo F Recozido.Monotônico	0,310
AISI 430 tipo F Recozido.Estampado.Pos.1	0,342
AISI 430 tipo F Recozido.Estampado.Pos.2	0,302
AISI 430 tipo F Recozido.Estampado.Pos.4	0,344

Fonte: Próprio autor

A Figura 76 ilustra o comportamento do coeficiente de encruamento para as rotas de deformação executadas ao longo de todo o experimento. De maneira geral percebese que os carregamentos submetidos tiveram uma significante variação na deformação antes da instabilidade plástica dos aços AISI 430 tipos A e F, o que pode acarretar em mudanças de comportamento expressivas ao longo de um processamento mecânico, afetando diretamente sua aplicação.

O processo de estampagem foi capaz de elevar os valores do coeficiente de encruamento dos aços AISI 430 A e F nos estados recebido e recozido para todas as posições cujas amostras foram retiradas. As amostras estampadas apresentaram os resultados de coeficiente de encruamento mais elevados de todo o experimento. Gvk, Sai Srikanth *et al.* (2019), justificam comportamento devido ao aumento da densidade de discordâncias e supressão da recuperação dinâmica, ocasionados a partir do aumento da deformação plástica na estampagem.

O aço AISI 430 tipo F no estado recozido se mostrou mais sensível às deformações, obtendo as maiores variações entre os valores de coeficiente de encruamento encontrados, com maior ênfase para o carregamento simulando o efeito Bauschinger, o qual exibiu a maior defasagem.

A partir da comparação entre os valores dos coeficientes de encruamento encontrados para as amostras nos estados recebido e recozido dos aços AISI 430 tipos A e F percebeu-se que a posição 4 em ambos aços e estados de fornecimento apresentou os maiores resultados. Esse fato traz em evidência a influência do modo e quantidade de deformação impostos pelo dobramento (deformação plana) na região escolhida como posição 4, sendo capaz de alterar em níveis consideráveis a deformação antes da instabilidade plástica. Morais (2021), durante simulação do dobramento através do ensaio do tipo Bauschinger alcançou resultados similares. Houve o adiamento da instabilidade plástica, observada através dos valores do expoente de encruamento, após o segundo carregamento em cisalhamento direto realizado no experimento.

Os diferentes comportamentos do coeficiente de encruamento observados para cada região estampada, em uma mesma peça, corroboram com necessidade de conhecer os modos e intensidades de deformações que serão submetidas em determinado material e produto em seu desenvolvimento, evitando efeitos indesejáveis em sua aplicação e custos não previstos





Fonte: Próprio autor

## 6. CONCLUSÕES

Os aços AISI 430 (tipos A e F nos estados recebido e recozido) foram estudados através de ensaios mecânicos, rotas de processamento tração-cisalhamento e Bauschinger, além da submissão de esforços por estampagem que ocasionaram alterações na resposta mecânica de ambos os aços. As seguintes conclusões foram obtidas:

- a) foi percebida uma ligeira redução do tamanho dos grãos dos aços AISI 430 tipos
   A e F após o recozimento, além de uma resistência mecânica maior do aço AISI 430 tipo A quando comparado com o aço AISI 430 tipo F;
- b) os ensaios de tração e de microdureza Vickers (HV) realizados para os dois aços AISI 430 tipos A e F confirmaram a maior resistência mecânica do aço AISI 430 tipo A, apresentando valores maiores para a tensão limite de escoamento, LE, tensão limite de resistência à tração, LRT, além da dureza Vickers.
- c) a presença da anisotropia para os aços AISI 430 tipos A e F foi evidenciada, mesmo que em menor nível para o AISI 430 tipo F. A direção de 45°DL foi a que teve destaque entre as demais pela curva tensão-deformação abaixo das curvas referente às amostras 0°DL e 90°DL;
- d) para a rota tração-cisalhamento composta pela pré-deformação em tração acompanhada pelo recarregamento em cisalhamento foi observado o amaciamento após pré-deformação, sendo tal amaciamento mais afetado pela quantidade de pré-deformação em tração quando comparado ao efeito exercido pelo estado inicial dos aços AISI 430, tipos A e F;
- e) para a rota tração-cisalhamento notou-se uma elevação do amaciamento após carregamento em tração para ambos os aços AISI 430 tipos A e F, correlacionado com o aumento dos valores de pré-deformação de 30% para 50%;
- f) o AISI 430 tipo A apresentou uma recuperação da resistência mecânica após prédeformação em tração de 50% acima do AISI 430 tipo F e da curva monotônica de

referência. Tal fato sugere o desenvolvimento de paredes com alta densidade de discordâncias (DDWs);

- g) para a rota tração-cisalhamento do AISI 430 tipo A no estado recebido foi evidenciada a presença do transiente na taxa de encruamento, associada com o aumento da quantidade de pré-deformação, ocasionando uma competição no estabelecimento de um novo tipo de subestrutura de discordâncias;
- h) nos carregamentos do tipo Bauschinger executados para os aços AISI 430 tipos A
   e F foi percebida a presença de transientes do encruamento para valores de prédeformação maiores (εe, 16,70%) e menores (εe, 7,38%), sendo um transiente de maior intensidade para a maior quantidade de pré-deformação;
- i) os resultados de anisotropia normal média elevados, alinhados com o cenário de deformações apresentados após a operação de estampagem contribuíram para evidenciar a melhor aplicabilidade do AISI 430 tipo F em operações de estampagem, quando comparado com o AISI 430 tipo A;
- j) a estampagem realizada se mostrou capaz de alterar o encruamento das regiões amostradas. A região da posição 4 exibiu um maior coeficiente de encruamento após deformação plana, evidenciando a influência no modo de deformação em alterar a instabilidade plástica;
- k) a posição 4 das amostras estampadas foi a que apresentou o maior amaciamento após esforço de dobramento. O tipo de deformação imposta pode ter sido suficiente para ativar as microbandas de cisalhamento, possibilitando a ocorrência de um significativo amaciamento da região amostrada;
- a simulação por elementos finitos realizada juntamente com o perfil de deformações obtido para as amostras estampadas corroborou para ressaltar a eficiência da simulação em prever o comportamento da deformação das peças durante processos de estampagem;

# 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABE, Y. *et al.*, Improvement of sheet metal formability by local work-hardening with punch indentation. **Production Engineering**, v. 13, n. 5, p. 589–597, out. 2019.

ABNT - NBR 6892:2018. Materiais Metálicos: ensaio de tração à temperatura ambiente: 80 páginas. Associação Brasileira de Normas Técnicas.

AHMADI, S. *et al.* Experimental and analytical studies on the prediction of forming limit diagrams, **Computational Materials Science**, Vol. 44, No. 4, p. 1252- 1257, 2009.

ALTAN, T. Hot Stamping Boron-Alloyed Steels for Automotive Parts – Part I: Process Methods and Uses. **Stamping Journal**, December 2006, p. 40-41.

ASM HANDBOOK, Metalworking: Sheet Forming, volume 14b, 2006.

ASM METALS HANDBOOK. Metallography and Microstructures, v. 9, p. 2628, 2004.

AYRES, R.A.; BRAZIER, W.G.; SAJEWSKI, V.F. Evaluating the Limiting Dome Height Test as a New Measure of Press Formability, **J. Appl. Metalwork**., Vol 1 (No. 1), p 41-49, 1979.

AZO MATERIALS (Org.). Stainless Steel Grade 429 (UNS S42900). **Manchester: Azom**, 2001.5 f. Disponível em: < https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=996>. Acesso em: 09 fev. 2020.

BASAK, SHAMIK, E SUSHANTA KUMAR PANDA. Failure Strains of Anisotropic Thin Sheet Metals: Experimental Evaluation and Theoretical Prediction. **International Journal of Mechanical Sciences**, vol. 151, fevereiro de 2019, p. 356–74. DOI.org (Crossref), https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2018.10.065.

BASTOS, A, L. Análise do Processo de Estampagem de Chapas de Aço Através da Curva Limite de Conformação. 2009. 148 p.

BATISTA, VALMIR RODRIGUES. et al. Efeito do tratamento térmico de alívio de tensão e do preaquecimento na microestrutura e microdureza da interface entre depósitos de inconel 625 e aços AISI 8630M e AISI 4130. **Matéria** (Rio de Janeiro),

vol. 26, no 1, 2021, p. e12920. DOI.org (Crossref), https://doi.org/10.1590/s1517-707620210001.1220.

BRESCIANI FILHO, ETTORE. et al. Conformação Plástica dos Metais. **Campinas:** Editora da Unicamp, 1997 (5. edição), 383p.

CHEN, TSUNG-CHIA, et al. Punch Motion Curve in the Extrusion–Drawing Process to Obtain Circular Cups. **Machines**, vol. 10, no 8, agosto de 2022, p. 638. DOI.org (Crossref), https://doi.org/10.3390/machines10080638.

CHUNG, K.; WAGONER, R. H. Effect of Stress-Strain-Law Transients on Formability. **Metallurgical Transactions**, v. 17A, p. 1001-1009, Junho de 1986.

COSTA, H. B.; Mira F. M.; **Apostila da disciplina de Conformação Mecânica de Metais** – Conformação de Chapas; Florianópolis; 1987.

DEMAZEL, N. *et al.* Investigation of the progressive hot die stamping of a complex boron steel part using numerical simulations and Gleeble tests. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 99, n. 1–4, p. 803–817, out. 2018.

DHARA, S. *et al.*, Formability analysis of pre-strained AA5754-O sheet metal using Yld96 plasticity theory: Role of amount and direction of uni-axial pre-strain. **Journal Of Manufacturing Processes**, [s.l.], v. 24, p.270-282, out. 2016.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. Singapore: McGraw-Hill Book Company, p.53-54, 1988.

GARDEY, B., BOUVIER, B., BACROIX, B. Correlation Between the Macroscopic Behaviour and the Microstructural Evolutions During Large Plastic Deformation of a Dual Phase Steel. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 36A, p. 2937–2945, 2005.

GIAROLA, A. M. *et al.*, Strain heterogeneities in the rolling direction of steel sheets submitted to the skin pass: A finite element analysis. **Journal Of Materials Processing Technology**, Minas Gerais, v. 216, p.234-247, fev. 2015.

GHOSH, A. K.; HECKER, S. S. Failure in thin sheets stretched over rigid punches. **Metallurgical Transactions A**, v. 6, n. 5, p. 1065–1074, 1975.

GOLI, F.; JAMAATI, R. Effect of strain path during cold rolling on the microstructure, texture, and mechanical properties of AA2024 aluminum alloy. **Materials Research Express**, v. 6, n. 6, p. 066514, 13 mar. 2019.

GHOSAL, PUJA, et al. Influence of Uniaxial and Biaxial Pre-Straining on the Low Cycle Fatigue Performance of DP590 Steel. **International Journal of Fatigue**, vol. 149, agosto de 2021, p. 106260. DOI.org (Crossref), https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106260.

GVK, SAI SRIKANTH, et al. Plastic Instability in Co-Cr-Ni-Mo Alloy Wires Drawn with Different Drawing Practices. **Materials Science and Engineering**: A, vol. 747, fevereiro de 2019, p. 80–97. DOI.org (Crossref), https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.059.

H. TAKUDA, K. MORI, N. TAKAKURA AND K. YAMAGUCHI, Finite element analysis of limit strains in biaxial stretching of sheet metals allowing for ductile fracture, **Int. J. Mech. Sci.**, Vol. 42, No. 4, pp. 785-798, (2000).

HA, Jinjin *et al.*, Continuous strain path change simulations for sheet metal. **Computational Materials Science**, [s.l.], v. 82, p.286-292, fev. 2014

HASHEMI, SEYED JALAL, E AMIR H. ROOHI. Minimizing Spring-Back and Thinning in Deep Drawing Process of St14 Steel Sheets. **International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM)**, vol. 16, no 1, março de 2022, p. 381–88. Springer Link, https://doi.org/10.1007/s12008-021-00816-7.

HOLMBERG, S.; ENQUIST, B.; THILDERKVIST, P. Evaluation of sheet metal formability by tensile tests. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 145, n. 1, p. 72–83, jan. 2004.

INOUE, YUJI, E MASAHIRO YAMAGUCHI. Effect of Plastic Anisotropy on Ironing Formability of 3104 Aluminum Alloy Hard Sheets. **Materials Transactions**, vol. 62, no 10, outubro de 2021, p. 1471–78. DOI.org (Crossref), https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-L2021007.

KACHANOV, L. M. Fundamentals of theory of plasticity. Mineola, N.Y.: **Dover Publications**, 882 p, 2004.

KAMAL, K; SHARIATI, M; FARHANGDOOST, K. Prediction of forming limit curves (FLD, MSFLD and FLSD) and necking time for SS304L sheet using finite element method and ductile fracture criteria. **JCARME. Spring**, p. 121-132. 03 mar. 2015.

L. R. KASHAPOVA (Ed.). Providing the quality of complexly shaped machine elements at the design phase of the sheet stamping technological process. **Journal Of Machinery Manufacture And Reliability**, [s.l.], v. 45, n. 1, p.72-77, jan. 2016.

LAUKONIS, J. V.; GHOSH, A. K. Effects of strain path changes on the formability of sheet metals. **Metallurgical Transactions A**, v. 9, n. 12, p. 1849–1856, dez. 1978.

LEHMANN, H.; Developments in the Field of Schwartz Heat Treatment Furnaces for Press Hardening Industry. **Proceedings of 3rd International Con-ference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel**, Kassel, p. 171–180, 2011.

LEOTIONG, L.; GUINES, D. Investigations of the effect of the strain path changes on forming limit curves using an in-plane biaxial tensile test. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 99, p. 21-28, 2015.

LI, Ming-yao; ZHU, Xinhai; CHU, E.. Effect of strain rate sensitivity on FLDs—An instability approach. **International Journal Of Mechanical Sciences**, [s.l.], v. 64, n. 1, p.273-279, nov. 2012.

LOPES, W. Estudo do encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 com uso da técnica de cisalhamento planar simples. Belo Horizonte: **Escola de Engenharia**, **Universidade Federal de Minas Gerais**, 2009. 186p.

LOPES, W. Estudo do Encruamento dos Aços AISI 304 e AISI 309 com Uso da Técnica de Cisalhamento Planar Simples. **207f. Tese (Doutorado) - Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais**, Belo Horizonte, dez. 2009

LUO, SILIN, et al. Prediction of Strain Path Changing Effect on Forming Limits of AA 6111-T4 Based on a Shear Ductile Fracture Criterion. **Metals**, vol. 11, no 4, março de 2021, p. 546. DOI.org (Crossref), https://doi.org/10.3390/met11040546.

MÁNIK, Tomáš; HOLMEDAL, Bjørn; HOPPERSTAD, Odd Sture. Strain-path change induced transients in flow stress, work hardening and r-values in

aluminum. International Journal Of Plasticity, [s.l.], v. 69, p.1-20, jun. 2015. Elsevier BV. http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.01.004

MARCINIAK et al., **Mechanics of Sheet Metal Forming.** 2. ed. Woburn: Butterworth-Heinemann, 225 p, 2002.

MARTINS, P.A.F., MONTANARI, L., CRISTINO, V.A., SILVA, M.B., Formability and Simulative Tests in Modern Sheet Metal Forming Education, **Modern Mechanical Engineering**, Materials Forming, Machining and Tribology, Springer, p. 411–447, 2014.

MCGUIRE, Michael. **Stainless Steels For Design Engineers**, Ohio: American Society for Metal - ASM International, 301 p, 2008.

Melo, W. A., e C. W. Sinclair. Predicting the Effect of Strain Path on the Strain Aging Behaviour of Ultra-Low Carbon Steel. **Materialia**, vol. 24, agosto de 2022, p. 101519. DOI.org (Crossref), https://doi.org/10.1016/j.mtla.2022.101519.

MENDIGUREN, JOSEBA *et al.*, Press hardening of alternative materials: conventional high- strength steels. **International Journal Of Material Forming**, [s.l.], v. 11, n. 5, p.663-670, 17 out. 2017.

MERKLEIN, M.; *et al.* Characterization of tribological and thermalproperties of metallic coating for hot stamping boron-manganese steels.In: **Proceedings of the 7th International Conference Coatings in ManufacturingEngineering**, Chalkidiki, Greece, p. 219–228, 2008.

MORAIS, FREDERICK LUIS DIAS DE; Estudo da conformabilidade do aço AISI 409 após a imposição de rotas complexas de deformação. 167 F. **Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais)**, Cefet-MG, Belo Horizonte, 2020.

MORI, K.; MAKI, S.; TANAKA, Y. Warm and Hot Stamping of Ultra High Tensile Strength Steel Sheets Using Resistance Heating. **CIRP Annals**, v. 54, n. 1, p. 209– 212, 2005.

NAKAZIMA, K.; KIKUMA, T.; HASUKA, K.; **Study on the formability of steel sheets;**Yawata Technical Report; p. 111-141; Setembro 1968.

NEUGEBAUER, R. et.al. Sheet Metal Forming at Elevated Temperatures. **Annals of the CIRP**, 55:2, p. 793-816, 2006.

OLDENBURG, M *et al.* Simulation and Evaluation of Phase Transformations and Mechanical Response in the Hot Stamping Process, **Lulea University ofTechnology**, **Gestamp Hartech** AB, SE-97125 Lulea, Sweden, p. 1181-1186, 2007.

OLIENICK Filho, Eduardo Gregorio. Análise de estampagem de chapas pelo método de elementos finitos: Estudo da influência taxa de sensibilidade. 157 f. Dissertação de Mestrado - Curso de Engenharia Mecânica e de Materiais, Departamento de Pesquisa e Pós- Graduação, Cefet-PR, Curitiba, 2003.

ORMAETXEA A et al., Improved Productivity and Energy Consumption on Press Hardening by Means of Mechanical Servo Press Technology. **Proceedings of 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel**, Luleå, p. 185–190, 2013

PAUL, H, MAURICE, C, and DRIVER, J H. **Microstructure and microtexture** evolution during strain path changes of an initially stable Cu single crystal. United Kingdom: N. p.2799-2813, 2010.

PEREIRA, M.C. Estudo da influência do passe de encruamento nas propriedades e na conformabilidade do aço CSN 4130 utilizado na produção de embalagens. 2006.
84f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, 2006.

PETERSON, S. F. *et al* – **The formability of austenitic stainless steels** - JOM – p. 54-58, September 1997.

RAUCH, E.F. The Flow law of Mild Steel under Monotonic or Complex Strain Path. **Solid State Phenomena**, v. 23 - 24, p. 317-334, 1992.

RAUCH, E. F. *et al.* Hardening behaviour and structural evolution upon strain reversal of aluminum alloys. **Scripta Materialia**, v. 46, p. 881-886, 2002.

RAUCH, E. F. GRACIO, J. J.; BARLAT, F. Work-hardening model for polycrystalline metals under strain reversal at large strains. **Acta Materialia**, v. 55, n. 9, p. 2939–2948, maio 2007.

RODRIGUES, J.; MARTINS, P. Tecnologia Mecânica – Tecnologia da Deformação Plástica. Vol II. **Aplicações Industriais**. Escolar editora, Lisboa, 2005.

ROCHA, M.R. Avaliação do efeito das transformações martensíticas na conformabilidade dos aços 304N e 304H. **Tese de doutorado**, PGMAT, UFSC, Florianópolis, 130p, 2006.

SABAT, R. K.; SAMAL, P. K.; AHAMED S, M. Effect of strain path on the evolution of microstructure, texture and tensile properties of WE43 alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 715, p. 348–358, fev. 2018.

SANTOS, B.L., Estudo do efeito da transformação martensítica no comportamento mecânico do aço AISI 430 sob diferentes trajetórias de deformação, 151f. **Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais)**, Cefet-MG, Belo Horizonte, 2019.

THOMAS, T.J., NAIR, S. & GARG, V.K., A numerical study of plasticity models and finite elements types, **Comp. & Struct.**, Vol.16, p. 669-675, 1983.

TOMASCH, M. *et al.*, Deep drawing of press hardening steels. **Journal of Physics: Conference Series**, v. 1063, 7 p. 012038, jul. 2018.

VU, Mai-ba; NGUYEN-SY, Tuan. On the effective anisotropic elastic properties of porous hydroxyapatite, porous collagen, and cortical bone: A homogenization scheme with percolation threshold concept. **Mathematics And Mechanics Of Solids**, [s.l.], v. 24, n. 4, p.1091-1102, 14 maio 2018.

Yi HL, Du PJ, Wang BG, A New Invention of Press-Hardened Steel Achieving 1880 MPa Tensile Strength Combined with 16% Elongation in Hot- Stamped Parts. **Proceedings of 5th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel**, Tronto, p. 725–734, 2015.r