



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO,
TRIBOLÓGICO E FRATURA DA CHAPA DE AÇO AISI 430
SOB DOBRAMENTO E ESTIRAMENTO**

VALMIR DIAS LUIZ

Belo Horizonte, 20 de maio de 2022

VALMIR DIAS LUIZ

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO,
TRIBOLÓGICO E FRATURA DA CHAPA DE AÇO AISI 430
SOB DOBRAMENTO E ESTIRAMENTO**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Manufatura e Materiais
Orientador: Prof. Dr. Paulo César de Matos Rodrigues

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2022

L953e Luiz, Valmir Dias.
Estudo do comportamento mecânico, tribológico e fratura da chapa de aço AISI 430 sob dobramento e estiramento [recurso eletrônico] / Valmir Dias Luiz. - 2022.
1 recurso online (201 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Paulo César de Matos Rodrigues.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Apêndices: f. 194-201.

Bibliografia: f. 180-193.
Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Chapas de metal - Teses. 3. Fraturas - Teses. 4. Cisalhamento - Teses. 5. Aço - Teses. I. Rodrigues, Paulo César de Matos. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 621(043)

ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

FOLHA DE APROVAÇÃO

"ESTUDO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO, TRIBOLÓGICO E FRATURA DA CHAPA DE AÇO AISI 430 SOB DOBRAMENTO E ESTIRAMENTO"

VALMIR DIAS LUIZ

Tese submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, constituída pelos Professores: Dr. Paulo Cesar de Matos Rodrigues (Orientador - Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Alexandre Mendes Abrão (Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Marcelo Araújo Câmara (Departamento de Engenharia de Produção/UFMG), Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro (PUC-Minas) e Dr. Wilian da Silva Labiapari (Aperam South America), como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "**Doutor em Engenharia Mecânica**", na área de concentração de "Engenharia de Manufatura e Materiais".

Tese aprovada no dia 20 de maio de 2022.



Documento assinado eletronicamente por **Paulo Cesar de Matos Rodrigues, Professor do Magistério Superior**, em 30/05/2022, às 22:36, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Alexandre Mendes Abrão, Coordenador(a) de curso de pós-graduação**, em 31/05/2022, às 10:47, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Wilian da Silva Labiapari, Usuário Externo**, em 31/05/2022, às 11:25, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Marcelo Araujo Camara, Professor do Magistério Superior**, em 31/05/2022, às 11:27, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **José Rubens Gonçalves Carneiro, Usuário Externo**, em 31/05/2022, às 12:16, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).

A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **1474750** e o código CRC **1C557767**.



Ao soberano Deus e à minha família

AGRADECIMENTOS

Ao soberano Deus por ser a fonte inexaurível em todos os momentos da minha vida. A Ele seja dada toda honra, glória e louvor!

Ao Prof. Paulo César de Matos Rodrigues por ter sido o meu orientador e, saliento o apoio incondicional prestado, a forma interessada, extraordinária e pertinente como acompanhou a realização deste trabalho. Suas críticas construtivas, discussões, reflexões e a humildade que sempre me recebeu foram fundamentais ao longo deste percurso, portanto, foi uma honra ter sido seu aluno!

Aos meus pais Antônio e Maria por serem a minha referência de família e por estarem presentes nos momentos mais importantes da minha vida.

À minha esposa Geysiane Cristina e minhas filhas Ana Sophia e Amanda, pelo apoio incondicional nessa caminhada vitoriosa e por serem o meu maior incentivo nos momentos mais difíceis na execução deste trabalho.

Ao Prof. Marcelo Araújo Câmara pelos preciosos ensinamentos das bases de tribologia.

Ao Anderson pela execução dos ensaios no tribômetro de pino sob disco.

Aos meus colegas de trabalho Almir Silva Neto e Erriston Campos Amaral pela colaboração nos ensaios de tração e metalografia.

À UFMG, aos departamentos de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) e Engenharia Mecânica (DEMEC), pelo uso dos laboratórios de conformação mecânica, de tribologia e usinagem e ensaios mecânicos, pelo seu corpo docente e por possibilitar a conclusão deste trabalho. Em especial à Sra. Marina, secretária do PPGEM, pela presteza e carinho que sempre me atendeu!

Ao Projeto de Extensão LabEst (UFMG) pela consultoria em Estatística via disciplina Laboratório de Estatística, especialmente, à Prof.(a) Edna Afonso Reis e aos discentes Augusto de Souza Cavalcanti, Carlos Eduardo Batista Rodrigues e Jeferson Pereira de Andrade.

Ao CEFET pela licença concedida para o término do curso e por disponibilizar sua infraestrutura de laboratórios.

À empresa Aperam South America pelo fornecimento das amostras e por disponibilizar sua infraestrutura de laboratórios, especialmente, ao Eng. Vitor Pagani de Souza pela sua marcante presteza e prontidão!

Às empresas Grease Lubrificantes e Golden Inox pela doação do óleo lubrificante e estampagem da peça-exemplo, respectivamente.

*“A mente que se abre a uma nova ideia
jamais voltará ao seu tamanho original”.*

(Albert Einstein)

“...O conhecimento traz orgulho, mas o amor edifica”.

(I Coríntios 8:1 - NVI)

RESUMO

Um dos grandes desafios na área de Conformação de Chapas Metálicas (CCM) é a possibilidade de estampar peças sem que ocorra a falha do material. Tais falhas, muitas das vezes, são referidas como fraturas por cisalhamento e podem ocorrer de forma imprevisível em regiões com pequenos raios de dobramento e pouca estrição aparente em contraste com as fraturas de tração. Isso tem sido uma barreira para que ligas metálicas como os Aços Inoxidáveis Ferríticos (AIF) sejam amplamente utilizadas. Técnicas como critérios de falha, Método dos Elementos Finitos (MEF) e Curva Limite de Conformação (CLC) têm se mostrado ineficazes na previsão da fratura por cisalhamento desta classe de material. Neste contexto, a investigação experimental é uma ferramenta muito útil. Portanto, o presente trabalho visou investigar o comportamento mecânico, tribológico e fratura da chapa de aço AISI 430 sob a condição de dobramento e estiramento. Para isso, um tribossimulador foi projetado e construído, o que possibilitou executar três diferentes tipos de ensaios de conformabilidade: ensaio de dobramento sob tensão ou BUT (*Bending Under Tension*), ensaio de tração de tira ou STT (*Strip-Tension Test*) e ensaio de fratura por tração e dobramento DBF (*Draw-Bend Fracture*). As principais grandezas mecânicas envolvidas foram medidas durante os ensaios experimentais, como a velocidade e deslocamento da tira metálica, o torque induzido por atrito, as forças atuantes e a variação da temperatura. Além disso, o efeito de outros parâmetros de processo, como raio e rugosidade do pino, direção e microestrutura da tira, alongamento relativo e condição de lubrificação também foram avaliados nos grupos de ensaios propostos. Os resultados do grupo 1 mostraram que os coeficientes de atrito medidos com o uso do tribossimulador apresentaram repetibilidade satisfatória e, que os valores apresentados pela tira de aço AISI 430 foram maiores no ensaio BUT e menores no STT em comparação ao aço AISI 304. Os resultados do grupo 2 mostraram que a rugosidade da ferramenta, alongamento relativo, direção de ensaio e condição de lubrificação influenciaram sintomaticamente no comportamento mecânico e tribológico da tira de aço AISI 430. A maior capacidade de deformação plana e o efeito do estriamento contribuíram para o aumento do coeficiente de atrito. Os resultados do grupo 3 revelaram que a fratura se desloca e, ao mesmo tempo, seu aspecto morfológico muda à medida que o raio de dobramento aumenta. Além disso, a deformação limite de fratura na superfície externa, na espessura e o estiramento da parede também aumentaram com o aumento do raio de dobramento, enquanto que a temperatura diminuiu e o coeficiente de atrito mudou seu comportamento a partir de uma relação raio/espessura crítica. A análise de variância indicou que a fratura por cisalhamento ocorre para raios menores, enquanto a fratura por tração para raios maiores.

Palavras Chaves: Conformação de Chapas Metálicas; Comportamento mecânico; Fratura por cisalhamento; Tribossimulador; Ensaio de conformabilidade, Aço AISI 430.

ABSTRACT

One of the great challenges in the Sheet Metal Forming (SMF) area is the possibility of stamping parts without material failure. Such failures are often referred to as shear fractures and can occur unpredictably in regions with small bending radii and little apparent necking in contrast to tensile fractures. This has been a barrier for metal alloys such as Ferritic Stainless Steels (AIF) to be widely used. Techniques such as failure criteria, Finite Element Method (FEM) and Conformation Limit Curve (CLC) have been shown to be ineffective in predicting the shear fracture of this class of material. In this context, experimental research is a very useful tool. Therefore, the present work aimed to investigate the mechanical, tribological and fracture behavior of AISI 430 steel sheet under the bending and stretching condition. For this, a tribo-simulator was designed and built, which made it possible to perform three different types of conformability tests: Bending Under Tension test (BUT), Strip-Tension Test (STT) and Draw-Bend-Fracture (DBF). The main mechanical quantities involved were measured during the experimental tests, such as the speed and displacement of the metallic strip, the torque induced by friction, the acting forces and the temperature variation. In addition, the effect of other process parameters, such as pin radius and roughness, strip direction and microstructure, relative elongation and lubrication condition were also evaluated in the proposed test groups. The results of group 2 showed that the tool roughness, relative elongation, test direction and lubrication condition symptomatically influenced the mechanical and tribological behavior of the AISI 430 steel strip. The greater capacity of plane-strain and strip ridging contributed to the increase of the coefficient of friction. The results of group 3 revealed that the fracture site moves and, at the same time, the morphological aspect changes as the radius of curvature increases. In addition, the fracture limit strain on the outer surface, thickness and wall stretch also increased with increasing bending radius, while temperature decreased and the friction coefficient changed its behavior from a critical radius/thickness ratio. The analysis of variance confirmed that the shear fracture occurs for smaller radii, while the tensile fracture for larger radii.

Keywords: Sheet Metal Forming; Mechanical behavior; Shear fracture; Tribo-simulator; Conformability tests; AISI 430 steel.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 - Classificação dos aços inoxidáveis da série 400	34
FIGURA 2.2 - Comparação dos AIF com os AIA e aços Fe-C. S_u (<i>Ultimate Tensile Strength</i>) é a resistência à tração final e S_y (<i>Yield Strength</i>) é a resistência ao escoamento.....	37
FIGURA 2.3 - Representação esquemática da disposição cristalográfica dos grãos em uma chapa metálica policristalina: (a) cristalograficamente semelhante; (b) cristalograficamente diferente. DL, DT e DN referem-se ao eixo da direção de laminação, transversal e normal em relação ao plano original de laminação da chapa, respectivamente	38
FIGURA 2.4 - Representação esquemática de algumas texturas comumente encontradas em chapas metálicas com estrutura CCC: (a) textura de deformação $\{001\}\langle 100\rangle$; (b) textura de cubo $\{001\}\langle 110\rangle$	39
FIGURA 2.5 - Representação esquemática das fibras de textura mais importantes dos metais CCC no espaço de Euler	40
FIGURA 2.6 - Desenho esquemático do CP de tração uniaxial para determinação do coeficiente de anisotropia normal. DL, DT e DN referem-se ao eixo da direção de laminação, transversal e normal em relação ao plano original de laminação da chapa, respectivamente	42
FIGURA 2.7 - Desenho esquemático das amostras retiradas (0° , 45° e 90°) em uma bobina de chapa metálica para determinação dos seus coeficientes de anisotropia (r). DL, DT e DN referem-se ao eixo da direção de laminação, transversal e normal em relação ao plano original de laminação da chapa, respectivamente	44
FIGURA 2.8 - Influência da anisotropia na formação de orelhas na estampagem profunda de chapas metálicas	45
FIGURA 2.9 - Aparência das estrias e perlometria de um aço AISI 430.....	45
FIGURA 2.10 - Fatores que influenciam na conformabilidade da chapa metálica.....	47
FIGURA 2.11 - Desenho esquemático da estampagem por estiramento	48
FIGURA 2.12 - Desenho esquemático da estampagem por embutimento.....	49
FIGURA 2.13 - Teoria do dobramento puro: (a) definição dos termos empregados; (b) feformação das fibras longitudinais.....	50
FIGURA 2.14 - Dobramento sob tensão em conformação de chapas metálicas.....	51
FIGURA 2.15 - Sistema de eixos cartesianos associados à chapa metálica fina	52
FIGURA 2.16 - Principais estados de deformação na conformação de chapas metálicas ..	54

FIGURA 2.17 - Estados de deformação nas regiões de uma peça submetida à estampagem profunda.....	54
FIGURA 2.18 - Curva Limite de Conformação (CLC) típica.....	56
FIGURA 2.19 - Representação esquemática do ensaio Erichsen.....	58
FIGURA 2.20 - (a) ensaio Nakazima; (b) ensaio Marciniak. D = diâmetro do punção e D_{bh} = diâmetro do furo	59
FIGURA 2.21 - Determinação da mudança local de forma usando grade determinística de círculos secantes	59
FIGURA 2.22 - Método de interpolação de Bragard	61
FIGURA 2.23 - Recomendações (a), (b), (c) e (d) para aplicação do método nº 5 de Zurich em conformação de chapas metálicas.....	61
FIGURA 2.24 - Defeitos típicos na conformação de chapas metálicas: (a) enrugamento de flange; (b) enrugamento de parede; (c) fratura de aba e de fundo; (d) fratura de canto; (e) orelhamento; (f) erro ou desvio de forma.....	63
FIGURA 2.25 - Janela de conformação da chapa metálica sob o estado de tensão plana ..	64
FIGURA 2.26 - Modos de abertura de fraturas: (I) devido a tensões de tração; (II) devido a tensões de cisalhamento no plano; (III) devido a tensões de cisalhamento na direção da espessura	64
FIGURA 2.27 - Comportamento típico dos materiais metálicos: (a) fratura dúctil; (b) fratura frágil	65
FIGURA 2.28 - Representação esquemática dos micromecanismos de fratura: (a) alveolar; (b) clivagem; (c) intergranular.....	66
FIGURA 2.29 - Mecanismo de fratura dúctil por tração: (a) representação esquemática da evolução dos vazios sob a tensão de tração máxima; (b) fratura com dimples equiaxiais dominantes causada pela tensão de tração máxima.....	67
FIGURA 2.30 - Mecanismo de fratura dúctil por cisalhamento: (a) representação esquemática da ligação dos vazios de cisalhamento; (b) fratura dúctil induzida por deformação de cisalhamento	68
FIGURA 2.31 - Mecanismo de fratura dúctil mista: (a) representação esquemática da evolução de vazios causada por uma mistura de tensão de tração e de cisalhamento; (b) fratura dúctil causada por uma mistura de tensão de tração e de cisalhamento	69
FIGURA 2.32 - Influência da triaxialidade de tensão na deformação equivalente à fratura.....	70
FIGURA 2.33 - Mecanismos básicos de atrito de uma perspectiva microscópica.....	73

FIGURA 2.34 - Diagrama da força de atrito como uma função da força normal e campo de aplicação para diversos processos de fabricação. Os intervalos indicados são para casos não lubrificados	75
FIGURA 2.35 - Regiões de atrito na estampagem por embutimento.....	75
FIGURA 2.36 - Esquema de um sistema tribológico na conformação de chapas metálicas	77
FIGURA 2.37 - Curva de Stribeck mostrando os diferentes regimes de lubrificação (p_{tot} = pressão total, p_c = pressão de contato sólido, p_h = pressão hidrodinâmica, h = espessura do filme lubrificante, h_{cr} = espessura crítica)	78
FIGURA 2.38 - Tipos de contato entre a chapa e a ferramenta: (a) contato plano; (b) deslizamento sobre uma parte curva da ferramenta; (c) contato deslizante linear	79
FIGURA 2.39 - Ensaios tribológicos representando as condições de atrito nas áreas específicas da peça estampada: (a) tribômetro de pino sobre disco; (b) dobramento sob tensão ou BUT; (c) estampagem com compressão tangencial; (d) dobramento com compressão tangencial; (e) ensaio de estampagem de tira plana; (f) ensaio de freio de estampagem; (g) ensaio de tração de tira ou STT; (h) estiramento hemisférico; (i) ensaio de redução de tira	80
FIGURA 2.40 - Representações esquemáticas: (a) processo de estampagem profunda; (b) ensaio BUT; (c) ensaio STT	84
FIGURA 2.41 - Dispositivo para ensaio BUT adaptado em uma máquina universal de ensaios	85
FIGURA 2.42 - Dispositivo para ensaio BUT com estrutura independente e aplicação de força via sistema hidráulico.....	86
FIGURA 3.1 - Fluxograma do procedimento experimental.....	87
FIGURA 3.2 - Desenho de conjunto em 3D do tribossimulador: (1) cilindro hidráulico dianteiro; (2) botão de emergência; (3) medidor de torque; (4) interface homem-máquina (IHM); (5) painel de controle; (6) pino de dobramento; (7) sensor de torque; (8) sensor de proximidade indutivo; (9) garra; (10) célula de carga; (11) sensor de posição LVDT; (12) cilindro hidráulico traseiro; (13) estrutura de montagem	89
FIGURA 3.3 - Representação esquemática do sistema de aquisição de dados.....	90
FIGURA 3.4 - Tribossimulador desenvolvido: (1) sensor de torque; (2) sensor de proximidade indutivo; (3) garra; (4) célula de carga; (5) cilindro hidráulico dianteiro; (6) sensor de posição LVDT; (7) estrutura de montagem; (8) unidade hidráulica; (9) computador	

com software de aplicação; (10) cilindro hidráulico traseiro; (11) sensor de torque; (12) interface homem-máquina; (13) painel de controle; (14) porta-ferramentas de pino livre .	94
FIGURA 3.5 - Representação esquemática do CP usado no ensaio de tração uniaxial	95
FIGURA 3.6 - Representação esquemática da geometria dos CPs ($t_0 = 0,8\text{mm}$) utilizados no ensaio de tração para determinação dos coeficientes r , r_b e Δr	96
FIGURA 3.7 - Representação esquemática da geometria dos CPs ($t_0 = 0,8\text{ mm}$) utilizados nos ensaios de tração interrompidos: (a) sem entalhe (trajetória de deformação uniaxial); (b) com entalhes (trajetória de deformação plana).....	96
FIGURA 3.8 - Geometria esquemática dos pinos de dobramento ($R = 6,5\text{ mm}$) utilizados nos ensaios de conformabilidade do Grupo 1 (BUT e STT)	97
FIGURA 3.9 - Imagem de um dos pinos de dobramento ($R = 6,5\text{ mm}$) fabricados em aço DIN 1.2990 para execução dos ensaios de validação do tribossimulador (Grupo 1).....	97
FIGURA 3.10 - Imagem mostrando o porta-ferramentas com pino móvel fabricado em aço DIN 1.2990	98
FIGURA 3.11 - Desenho esquemático dos pinos ferramenta ($R = 3,0\text{ mm}$) utilizados na execução do ensaio PSD sob condições seca e lubrificada	98
FIGURA 3.12 - Geometria esquemática dos pinos de dobramento ($R = 9,0\text{ mm}$) utilizados nos ensaios de conformabilidade do Grupo 2 (BUT e STT) sob condições seca e lubrificada.....	99
FIGURA 3.13 - Pino de dobramento ($R = 9,0\text{ mm}$) fabricado em metal duro ultrafino TSF44 para execução dos ensaios de conformabilidade do Grupo 2 (BUT e STT)	99
FIGURA 3.14 - Geometria esquemática do pino de dobramento ($R = 1,5\text{ mm}$) utilizado nos ensaios de conformabilidade do Grupo 3 (DBF).....	100
FIGURA 3.15 - Imagem mostrando o porta-ferramentas e alguns pinos que foram fabricados em aço AISI O1	100
FIGURA 3.16 - Representação esquemática da geometria dos CPs ($t_0 = 0,8\text{ mm}$) utilizados no ensaio PSD.....	101
FIGURA 3.17 - (a) tribômetro de pino sob disco (PSD); (b) diagrama de movimento (F_n = força normal do pino sob a amostra, R_{td} = raio da trilha de desgaste e ω = velocidade de rotação do disco).....	101
FIGURA 3.18 - Representação esquemática da geometria dos CPs ($t_0 = 0,8\text{ mm}$) utilizados nos ensaios Erichsen.....	103

FIGURA 3.19 - Representação esquemática dos CPs ($t_0 = 0,8$ mm) circulares e entalhados utilizados nos ensaios Nakazima com punção hemisférico, $\varnothing 106$ mm	103
FIGURA 3.20 - Trajetórias de deformação adotadas para determinação da CLC da chapa de aço AISI 430 ($t_0 = 0,8$ mm)	104
FIGURA 3.21 - Representação esquemática da grade determinística utilizada nos ensaios Nakazima: (a) grade indeformada; (b) grade deformada ($d_0 =$ diâmetro inicial do círculo; $d_1 =$ diâmetro maior da elipse; $d_2 =$ diâmetro menor da elipse).....	104
FIGURA 3.22 - (a) porta-ferramentas de pino fixo; (b) representação esquemática do ensaio DBF ($V_1 > V_2 = 0$).....	105
FIGURA 3.23 - Representação esquemática da geometria dos CPs ($t_0 = 0,8$ mm) utilizados nos ensaios de conformabilidade: (a) sem entalhe; (b) com entalhes.....	106
FIGURA 3.24 - Impressão eletroquímica da grade de círculos secantes ($d_0 = 2,0$ mm)..	106
FIGURA 3.25 - Aplicação do método nº 5 de Zurich: (a) círculos não fraturados escolhidos para medição da deformação; (b) interpolação dos seis pontos de deformação.....	107
FIGURA 4.1 - Micrografia da chapa de aço AISI 304 (ataque com reagente Behara).....	113
FIGURA 4.2 - Micrografia da chapa de aço AISI 430 (ataque com reagente Villela): (a) seção transversal; (b) centro	113
FIGURA 4.3 - Influência da rugosidade do pino (parâmetro Ra) e condição de lubrificação no atrito e desgaste do aço AISI 430 submetido ao ensaio PSD: (a) coeficiente de atrito; (b) taxa de desgaste	116
FIGURA 4.4 - (a) imagem de MO da seção transversal (ataque com reagente Villela); (b) imagem de MEV da superfície da trilha de desgaste (seca)	118
FIGURA 4.5 - Forças atuantes e torque medido em função do tempo de ensaio e orientação da tira de aço AISI 430: (a) ensaio BUT; (b) ensaio STT	120
FIGURA 4.6 - Repetibilidade dos coeficientes de atrito medidos com o tribossimulador desenvolvido.....	121
FIGURA 4.7 - Coeficientes de atrito plotados em função do material, ensaio de conformabilidade e orientação da tira	122
FIGURA 4.8 - Imagens de MEV da superfície topográfica da tira de aço AISI 430 sob diferentes condições de ensaio: (a) indeformado; (b) ensaio BUT	123
FIGURA 4.9 - (a) imagem fotográfica comparando o estado superficial das tiras sob três diferentes condições de ensaio; (b) imagem de MEV da superfície indeformada; (c) imagem	

de MEV da superfície após o ensaio BUT; (d) imagem de MEV da superfície após o ensaio STT	127
FIGURA 4.10 - Microestrutura das chapas de aço inoxidável: (a) e (b) são micrografias do aço AISI 430 (ataque com reagente Villela) submetidas ao ensaio BUT; (c) e (d) são micrografias do aço AISI 304 submetidas aos ensaios BUT e STT, respectivamente.....	128
FIGURA 4.11 - Difractogramas mostrando as fases presentes na tira de aço AISI 304 (ataque com reagente Behara) sob diferentes condições de ensaio.....	129
FIGURA 4.12 - Microdureza plotada em função das diferentes condições de ensaio e material	130
FIGURA 4.13 - (a) imagens das tiras de aço AISI 430 submetidas aos ensaios BUT e STT; (b) imagem de MEV mostrando escoriações na superfície desgastada da tira submetida ao ensaio BUT.....	131
FIGURA 4.14 - Imagens de MEV da superfície desgastada das tiras de aço inoxidável submetidas ao ensaio BUT: (a) e (b) aço AISI 304; (c) e (d) aço AISI 430.....	132
FIGURA 4.15 - (a) aparência final da superfície do pino após desgaste severo; (b) representação esquemática da distribuição da pressão de contato (região AB) na interface de contato	133
FIGURA 4.16 - Curvas características das forças atuantes (F_1 e F_2) e do coeficiente de atrito para a tira de aço AISI 430 nas seguintes condições de ensaio: rugosidade do pino de $R_a = 0,54 \mu\text{m}$, alongamento relativo de $\epsilon_r = 8\%$, orientação da tira é 90° , condição lubrificada. (a) ensaio BUT; (b) ensaio STT	135
FIGURA 4.17 - Efeito do alongamento relativo (ϵ_r) no coeficiente de atrito (μ) medido no ensaio BUT: (a) seco; (b) lubrificado. 0° e 90° é a orientação da tira em relação à direção de laminação.....	135
FIGURA 4.18 - Efeito do alongamento relativo (ϵ_r) no coeficiente de atrito (μ) medido no ensaio STT: (a) seco, (b) lubrificado. 0° e 90° é a orientação da tira em relação à direção de laminação.....	136
FIGURA 4.19 - Imagens de MEV da superfície das tiras de aço AISI 430 submetidas ao ensaio BUT sob diferentes alongamentos relativos (ϵ_r). (a) 0%; (b) 4%; (c) 8%.....	137
FIGURA 4.20 - (a) curva do coeficiente de atrito em função do tempo; (b) imagem da superfície evidenciando a mudança do arranhão para desgaste adesivo severo; (c) imagem da tira com alto grau de descoloração, arranhões e escoriações	139

FIGURA 4.21 - (a) Tribossimulador com um CP posicionado para execução do ensaio BUT; (b) Imagem de MEV mostrando os microefeitos dos mecanismos de atrito na superfície tribomodificada da tira metálica.....	139
FIGURA 4.22 - Ensaio BUT: (a) seco; (b) lubrificado. A seta azul indica a direção de deslizamento da tira sobre o pino de dobramento	141
FIGURA 4.23 - Ensaio STT: (a) seco; (b) lubrificado. A seta azul indica a direção de deslizamento da tira sobre o pino de dobramento	141
FIGURA 4.24 - Efeito do alongamento relativo (ϵ_r) na eficácia da lubrificação (Índice- L_e). (a) ensaio BUT; (b) ensaio STT. 0° e 90° é a orientação da tira em relação à direção de laminação da chapa.....	142
FIGURA 4.25 - Valor médio do coeficiente de atrito obtido nos diferentes ensaios tribológicos em função da rugosidade do pino de metal duro. (a) seco; (b) lubrificado ...	144
FIGURA 4.26 - Valor médio de dureza das amostras submetidas aos diferentes ensaios tribológicos em função da rugosidade do pino de metal duro. (a) representação esquemática do modo de medição; (b) seco; (c) lubrificado.....	146
FIGURA 4.27 - Exemplo dos diferentes tipos de fratura reproduzidos no ensaio DBF (direção DT e $V_1 = 2,5$ mm/s): (a) representação esquemática do processo de estampagem profunda; (b) tipo 1 (fratura na parede lateral, $R/t = 11,3$); (c) tipo 2 (fratura no ponto tangente, $R/t = 5,6$); (d) tipo 3 (fratura no raio do punção, $R/t = 1,9$).....	148
FIGURA 4.28 - Imagens de MEV da fratura por tração (Tipo 1): (a) aspecto macrográfico da estrição; (b) aspecto morfológico da superfície de fratura.....	149
FIGURA 4.29 - Ensaio de tração interrompido de CP entalhado (direção DT e $17 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$): (a) curva tensão-deformação; (b) imagem macrográfica do início da fratura; (c) imagem de MEV da superfície morfológica da fratura.....	149
FIGURA 4.30 - Ensaio de tração interrompidos de CPs sem entalhes.....	151
FIGURA 4.31 - Redução de área dos CPs (DL) sem entalhes submetidos aos ensaios de tração interrompidos.....	151
FIGURA 4.32 - Micrografias mostrando o aumento de microvazios em função do incremento de deformação a partir do alongamento uniforme: (a) 0%; (b) 13%; (c) 17%; (d) 23%	152
FIGURA 4.33 - Resultados quantitativos dos ensaios de tração interrompidos (direção DT e $\dot{\epsilon} = 17 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$): (a) representação esquemática dos pontos de parada; (b) frações de área dos microvazios; (c) tamanho médio de microvazios	153

FIGURA 4.34 - Imagem de MEV da amostra com falha do Tipo 3 submetida ao ensaio DBF ($R/t = 1,9$, direção DT e $V_1 = 2,5$ mm/s): (a) aspecto macrográfico da seção; (b) aspecto morfológico da superfície de fratura no centro da amostra; (c) aspecto morfológico da superfície de fratura próximo à borda da amostra	154
FIGURA 4.35 - Falha do Tipo 3 ocorrida na peça-exemplo submetida a uma operação de estampagem profunda ($R/t = 3,8$, direção DL e $V_1 = 5,0$ mm/s): (a) aspecto macrográfico da fratura; (b) aspecto morfológico da superfície da fratura	154
FIGURA 4.36 - Imagem de MEV da amostra com falha do Tipo 2 submetida ao ensaio DBF ($R/t = 5,6$, direção DT e $V_1 = 2,5$ mm/s): (a) aspecto macrográfico da seção; (b) aspecto morfológico da superfície de fratura no centro da amostra; (c) aspecto morfológico da superfície de fratura próximo à borda da amostra	156
FIGURA 4.37 - Falha do Tipo 2 ocorrida na peça-exemplo submetida à uma operação de estampagem profunda ($R/t = 7,5$, direção DL e $V_1 = 5,0$ mm/s): (a) aspecto macrográfico da fratura; (b) e (c) aspecto morfológico da superfície da fratura	156
FIGURA 4.38 - Efeito da razão R/t na deformação limite de fratura da superfície externa (ϵ_{1f}) de tiras do aço AISI 430 sob diferentes velocidades de ensaio: (a) DL-0° e (b) DT-90°	158
FIGURA 4.39 - (a) peça-exemplo submetida a uma operação de estampagem profunda; (b) CLC da chapa de aço AISI 430 ($t_0 = 0,8$ mm). DL é a direção de laminação da chapa...	160
FIGURA 4.40 - Efeito da razão R/t na deformação limite de fratura da espessura (ϵ_{3f}) de tiras do aço AISI 430 sob diferentes velocidades de ensaio: (a) DL-0° e (b) DT-90°	161
FIGURA 4.41 - Efeito da razão R/t no limite de estiramento da parede ($L_{m\acute{a}x}/L_0$) de tiras do aço AISI 430 sob diferentes velocidades de ensaio: (a) DL-0° e (b) DT-90°	163
FIGURA 4.42 - Efeito da razão R/t no coeficiente de atrito (μ) de tiras do aço AISI 430 sob diferentes velocidades de ensaio: (a) DL-0° e (b) DT-90°	165
FIGURA 4.43 - Imagens da superfície de desgaste da tira submetida ao ensaio DBF: (a) imagem fotográfica destacando a superfície de fratura e de desgaste; (b) imagem de MEV mostrando os diferentes microefeitos na superfície de desgaste	166
FIGURA 4.44 - Imagens da superfície de desgaste peça-exemplo submetida ao processo de estampagem profunda: (a) imagem de MEV destacando a superfície de fratura e de desgaste; (b) imagem de MEV mostrando os diferentes microefeitos na superfície de desgaste	166
FIGURA 4.45 - Efeito da razão R/t na temperatura da região de contato de tiras do aço AISI 430 sob diferentes velocidades de ensaio: (a) DL-0° e (b) DT-90°	168

FIGURA 4.46 - Análise residual para a deformação principal maior (ϵ_{1f}): (a) teste de normalidade; (b) teste de homogeneidade da variância.....	172
FIGURA 4.47 - Pontos referentes à deformação principal maior (ϵ_{1f}) de acordo com o tipo de fratura apresentada pela tira sob diferentes direções e velocidades de ensaio.....	173
FIGURA 4.48 - Previsão dos intervalos de ocorrência dos diferentes tipos de fratura considerando a deformação principal maior (ϵ_{1f}).....	174

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 - Fibras e componentes de textura mais importantes dos metais com estrutura CCC.....	40
TABELA 2.2 - Ângulos de Euler de algumas componentes de textura em metais CCC laminados e recozidos.....	41
TABELA 2.3 - Correspondência entre a trajetória de carregamento e deformação na conformação de chapas metálicas.....	53
TABELA 2.4 - Equações usadas para calcular o coeficiente de atrito no ensaio BUT com pino cilíndrico.....	81
TABELA 3.1 - Parâmetros operacionais adotados no projeto do tribossimulador	90
TABELA 3.2 - Composições químicas padronizadas das chapas de aço inoxidável (% em peso)	91
TABELA 3.3 - Composição química dos aços ferramenta DIN 1.2990 e AISI O1 (% em peso)	92
TABELA 3.4 - Composição e propriedades do metal duro ultrafino TSF44.....	92
TABELA 3.5 - Dimensões das cotas do CP usado no ensaio de tração uniaxial (unidades em mm).	95
TABELA 3.6 - Parâmetros operacionais usados no ensaio PSD	102
TABELA 3.7 - Parâmetros operacionais usados nos diferentes grupos de ensaios de conformabilidade executados no tribossimulador	107
TABELA 4.1 - Composições químicas das chapas de aço inoxidável AISI 304 e AISI 430 (% em peso).....	111
TABELA 4.2 - Dureza e ductilidade das chapas de aço inoxidável AISI 304 e AISI 430	114
TABELA 4.3 - Propriedades mecânicas das chapas de aço inoxidável AISI 304 e AISI 430	114
TABELA 4.4 - Parâmetros de rugosidade medidos para os materiais utilizados.....	116
TABELA 4.5 - ANOVA para ε_{1f} (razão R/t , velocidade de ensaio-A e direção do corpo de prova-B).....	171
TABELA A.1 - Lista de materiais e custo total do projeto do tribossimulador	194

TABELA A.2 - Valores médios dos coeficientes de atrito medidos nos ensaios de conformabilidade do Grupo 1.....	194
TABELA A.3 - Valores médios dos coeficientes de atrito medidos no ensaio BUT do Grupo 2 (seco e lubrificado).....	195
TABELA A.4 - Valores médios dos coeficientes de atrito medidos no ensaio STT do Grupo 2 (seco e lubrificado).....	195

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	Aços Avançados de Alta Resistência (<i>Advanced High Strength Steels</i>)
AIA	Aço Inoxidável Austenítico
AIF	Aço Inoxidável Ferrítico
AISI	Instituto Americano do Ferro e do Aço (<i>American Iron and Steel Institute</i>)
ANOVA	Análise de Variância (<i>Analysis of Variance</i>)
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	Sociedade Americana para Testes e Materiais (<i>American Society for Testing and Materials</i>)
BUT	Dobramento Sob Tensão (<i>Bending Under Tension</i>)
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CCM	Conformação de Chapa Metálica
CEFET	Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais
CFC	Cúbica de Face Centrada
CLC	Curva Limite de Conformação
CLP	Controlador Lógico Programável
CP	Corpo de Prova
DBF	Fratura por tração e dobramento (<i>Draw-Bend Fracture</i>)
DBS	Retorno Elástico em Dobramento e Estampagem (<i>Draw-Bend Springback</i>)
DDQ	Qualidade de Estampagem Extraprofunda (<i>Deep Drawing Quality</i>)
DEMAT	Departamento de Engenharia de Materiais
DEMEC	Departamento de Engenharia Mecânica
DEMET	Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
DIN	Instituto Alemão de Normalização (<i>Deutsches Institut für Normung</i>)
DL	Direção de Laminação
DMQTM	Departamento de Metalurgia e Química de Timóteo
DN	Direção Normal
DP	Duas Fases (<i>Dual Phase</i>)
DRX	Difração de Raio-X
DT	Direção Transversal
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados (<i>Electron Backscatter Diffraction</i>)
EDK	Estimativa de Densidade Kernel

EPP	Endurecíveis Por Precipitação
HRB	Dureza Rockwell-escala B (<i>Hardness Rockwell scale B</i>)
HV	Dureza Vickers (<i>Hardness Vickers</i>)
IDDRG	Grupo Internacional de Pesquisa em Estampagem Profunda (<i>International Deep Drawing Research Group</i>)
IHM	Interface Homem-Máquina
IPS	Estiramento no plano (<i>In Plane Stretching</i>)
ISO	Organização Internacional de Padronização (<i>International Organization for Standardization</i>)
ISSF	Fórum Internacional de Aço inoxidável (<i>International Stainless Steel Forum</i>)
LAMAT	Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais
LDR	Razão Limite de Estampagem (<i>Limiting Drawing Ratio</i>)
LN	Linha Neutra
LVDT	Transformador Diferencial Variável Linear (<i>Linear Variable Differential Transformer</i>)
MEF	Método dos Elementos Finitos
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MO	Microscópio Óptico
ODF	Função de Distribuição de Orientações (<i>Orientation Distribution Function</i>)
PPGMEC	Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PSD	Pino Sob Disco
SAD	Sistema de Aquisição de Dados
SBT	Ensaio de Dobramento e Estiramento (<i>Stretch-Bending Test</i>)
SENAI	Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial
STT	Ensaio de Tração de Tira (<i>Strip-Tension Test</i>)
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TRIP	Transformação Induzida por Plasticidade (<i>Transformation Induced Plasticity</i>)
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
UNIFEI	Universidade Federal de Ijuí-campus Itabira
UTS	Resistência à Tração Final (<i>Ultimate Tensile Strength</i>)
XRD	Difração de raios-X (<i>X-Ray Diffraction</i>)
YS	Resistência ao escoamento (<i>Yield Strength</i>)

NOMENCLATURA

Letras latinas

A	Area de contato aparente	[mm ²]
A_r	Area de contato real	[mm ²]
b	Largura ou diâmetro da chapa	[mm]
C	Capacidade do reservatório	[L]
d_0	Diâmetro inicial	[mm]
d_1	Diâmetro da extremidade esférica do punção	[mm]
d_2	Diâmetro do furo da matriz	[mm]
d_3	Diâmetro do furo do prensa-chapa	[mm]
d_4	Diâmetro externo da matriz	[mm]
d_5	Diâmetro externo do prensa-chapa	[mm]
d_h	Diâmetro da haste dos cilindros hidráulicos	[mm]
d_e	Diâmetro do êmbolo dos cilindros hidráulicos	[mm]
e_t	Alongamento total	[%]
e_u	Alongamento uniforme	[%]
F_1	Força frontal ou de atuação com o pino fixo	[N]
F_1^*	Força frontal ou de atuação com o pino livre	[N]
F_2	Força traseira ou de contratensão com o pino fixo	[N]
F_2^*	Força traseira ou de contratensão com o pino livre	[N]
F_b	Força de dobramento	[N]
F_f, F	Força de atrito	[N]
$F_{n,as}$	Força normal no contato das asperezas	[N]
F_t	Força tangencial	[N]
h_1	Altura da parte interna arredondada da matriz	[mm]
h_c	Deslocamento dos cilindros hidráulicos	[mm]
h	Profundidade de recuo do punção	[mm]
H	Dureza	[HV]
IE	Índice de estampagem Erichsen	[mm]
k	Coefficiente de ajuste	[]
K_s	Constante de Archard	[]

L_d	Distância de deslizamento	[m]
$L_{m\acute{a}x}$	Comprimento máximo	[mm]
l_f	Comprimento final	[mm]
L_e	Índice de eficácia da lubrificação	[%]
l, l_i, L_0	Comprimento inicial	[mm]
m	Perda de massa	[g]
M	Momento por unidade de largura	[Nm]
n	Coefficiente de encruamento	[]
N, F_n	Força normal	[N]
P_{uh}	Pressão da unidade hidráulica	[bar]
p_{tot}	Pressão total	[MPa]
P	Força de tração	[N]
p, p_c	Pressão de contato	[MPa]
Q_1, Q_2	Vazão das bombas hidráulicas	[L/min]
R_1	Raio de canto externo da matriz/externo do prensa-chapa	[mm]
R_2	Raio de canto interno da matriz	[mm]
R_f	Redução de espessura	[%]
R_a	Rugosidade média	[μm]
R_q	Desvio médio quadrático	[μm]
R_t	Profundidade total da rugosidade	[μm]
R_z	Altura máxima do perfil de rugosidade	[μm]
r_0	Coefficiente de anisotropia normal na direção a 0°	[]
r_{45}	Coefficiente de anisotropia normal na direção a 45°	[]
r_{90}	Coefficiente de anisotropia normal na direção a 90°	[]
r_b	Coefficiente de anisotropia normal média	[]
R	Raio do pino	[mm]
r	Coefficiente de anisotropia normal	[]
S_u	Limite de resistência	[MPa]
S_y	Limite escoamento	[MPa]
T_b	Tensão de dobramento	[MPa]
t_0, a	Espessura inicial	[mm]
t_f, t	Espessura final	[mm]
T, F_0d	Torque induzido por atrito	[Nm]
V_1	Velocidade frontal	[mm/s]

V_2	Velocidade traseira	[mm/s]
w_f	Largura final	[mm]
W	Potência do motor elétrico	[HP]
w, w_0	Largura inicial	[mm]

Letras gregas

ε_1	Deformação principal maior ou no comprimento	[]
ε_{1f}	Deformação limite na superfície externa	[]
ε_2	Deformação principal menor ou na largura	[]
ε_3	Deformação principal na espessura	[]
ε_{3f}	Deformação limite na espessura	[]
ε_a	Deformação na superfície média	[%]
ε_b	Deformação de dobramento	[%]
ε_e	Deformação de estiramento	[%]
ε_r	Alongamento relativo	[%]
μ	Coefficiente de atrito	[]
μ_{ad}	Coefficiente de atrito devido à adesão	[]
μ_{def}	Coefficiente de atrito devido à deformação	[]
μ_l	Coefficiente de atrito lubrificado	[]
μ_s	Coefficiente de atrito seco	[]
ρ	Distância entre R e LN	[mm]
ρ_a	Densidade do material	[g/cm ³]
σ_1	Tensão principal no comprimento	[MPa]
σ_2	Tensão principal na largura	[MPa]
σ_3	Tensão principal na espessura	[MPa]
Δv	Velocidade relativa	[m/s]
ΔV	Perda de volume	[mm ³]
Δr	Coefficiente de anisotropia planar	[]
α', ε	Martensita	[]
γ	Austenita	[]
θ	Ângulo de dobramento	[°]
τ, τ_{ad}	Tensão de cisalhamento	[MPa]
ω	Velocidade angular	[m/s]

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	28
1.1. Contextualização	28
1.2. Hipótese.....	30
1.3. Objetivos	30
1.2.1. Objetivo geral.....	30
1.2.2. Objetivos específicos	30
1.4. Justificativas.....	31
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	33
2.1. Aços inoxidáveis	33
2.1.1. Aços inoxidáveis ferríticos (AIF).....	33
2.1.2. Características dos AIF em relação a outros materiais	35
2.2. Textura cristalográfica	37
2.2.1. Textura de fibra e de chapa	38
2.2.2. Influência da textura na qualidade das chapas metálicas	41
2.3. Conformabilidade de chapas metálicas	46
2.3.1. Mecânica da conformação.....	49
2.3.2. Estados de tensão e deformação.....	52
2.3.3. Curva limite de conformação	55
2.4. Falhas induzidas por deformação plástica.....	62
2.4.1. Tipos de falhas	62
2.4.2. Mecanismos de fratura em materiais metálicos	64
2.5. Tribologia na conformação de chapas metálicas	71
2.5.1. Estado da arte	71
2.5.2. Ensaios simulativos de atrito.....	79
3. METODOLOGIA	87
3.1. Considerações teóricas sobre o projeto preliminar do tribossimulador	88
3.2. Materiais.....	90
3.3. Equipamentos.....	92
3.4. Métodos.....	94
3.4.1. Caracterização metalográfica	94

3.4.2. Caracterização mecânica.....	95
3.4.3. Projeto e fabricação dos pinos ferramenta	97
3.4.4. Ensaio de Pino Sob Disco (PSD)	101
3.4.5. Ensaio de conformabilidade	102
3.4.5.1. Ensaio Erichsen	102
3.4.5.2. Ensaio Nakazima	103
3.4.5.3. Ensaio sob dobramento e estiramento	105
3.4.6. Análise de variância (ANOVA).....	109
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	111
4.1. Caracterização dos materiais.....	111
4.1.1. Caracterização química	111
4.1.2. Caracterização microestrutural.....	112
4.1.3. Caracterização mecânica.....	113
4.1.4. Caracterização tribológica no ensaio PSD (AISI 430).....	115
4.2. Tribossimulador desenvolvido	119
4.3. Ensaio sob dobramento e estiramento - Grupo 1	119
4.3.1. Forças atuantes, torque medido e repetibilidade	119
4.3.2. Análise dos coeficientes de atrito.....	122
4.3.2.1. Efeito do ensaio BUT	122
4.3.2.2. Efeito do ensaio STT	125
4.3.2.3. Efeito da textura.....	126
4.3.2.4. Efeito da microestrutura	127
4.3.2.5. Análise das tribossuperfícies	130
4.4. Ensaio sob dobramento e estiramento - Grupo 2	134
4.4.1. Efeito do ensaio de conformabilidade.....	135
4.4.2. Efeito do alongamento relativo	137
4.4.3. Efeito da rugosidade do pino de dobramento.....	138
4.4.4. Efeito da textura	140
4.4.5. Efeito da condição de lubrificação	140
4.4.6. Análise comparativa entre o ensaio PSD e os ensaios BUT e STT	143
4.4.6.1. Coeficiente de atrito.....	143
4.4.6.2. Dureza.....	146
4.5. Ensaio sob dobramento e estiramento - Grupo 3	147
4.5.1. Caracterização dos diferentes tipos de fratura	148

4.5.1.1. Ensaio DBF <i>versus</i> tração uniaxial (Tipo 1).....	149
4.5.1.2. Ensaio DBF <i>versus</i> estampagem profunda (Tipo 3).....	153
4.5.1.3. Ensaio DBF <i>versus</i> estampagem profunda (Tipo 2).....	155
4.5.2. Efeito das deformações limites de fratura sob a tira metálica.....	157
4.5.2.1. Superfície externa	157
4.5.2.2. Espessura	161
4.5.2.3. Estiramento da parede.....	162
4.5.3. Efeito do coeficiente de atrito	164
4.5.4. Efeito da temperatura	168
4.5.5. Análise de variância (ANOVA).....	171
5. CONCLUSÕES	176
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	179
REFERÊNCIAS	180
ANEXOS	194

1. INTRODUÇÃO

1.1. Contextualização

A conformação mecânica dos metais é uma parte importante na produção de bens de consumo e de capital, principalmente devido a vantagens como: economia de material e mão de obra, repetibilidade das dimensões e possibilidade de produzir objetos com propriedades desejáveis para o uso, o que muitas vezes são inacessíveis por outros métodos de fabricação, por exemplo, fundição ou usinagem. Frequentemente, as operações de conformação mecânica são aplicadas na indústria de manufatura para a produção de grandes lotes de peças. A popularidade desta tecnologia é tão significativa, que grande parte dos componentes produzidos na atualidade são feitos por estes processos.

Dentre estas operações, destacam-se aquelas destinadas à Conformação de Chapas Metálicas (CCM), ou seja, as que mudam o formato das chapas ou esboços (*blanks*) ao sujeitá-las à deformação plástica. Na prática, a maioria das operações CCM envolvem uma combinação complexa de cargas de tração e compressão, possibilitando executar operações de estiramento e estampagem profunda. Geralmente, a sobreposição de dobramento e estiramento dominam estes processos e, para que uma chapa metálica seja conformada com sucesso, alguns requisitos básicos devem ser atendidos, tal como excelente aparência da superfície, consumo mínimo de material, alta produtividade, baixo desgaste do ferramental e ausência de fraturas.

No entanto, a ocorrência de fraturas têm sido um dos grandes desafios em operações CCM, pois, tais falhas, muitas das vezes são referidas como fraturas por cisalhamento, e elas podem ocorrer de forma imprevisível na região de dobramento e com pouca estricção aparente em contraste com as fraturas de tração. Estudos realizados por diversos autores (LI *et al.*, 2016; SUNG, 2010; SUNG *et al.*, 2012; HUDGINS *et al.*, 2009; KIM *et al.*, 2009, 2010, 2011) apontam que inúmeros fatores ou variáveis podem causar estas e outros tipos de falhas em operações CCM, como por exemplo: raio inadequado do ferramental, quantidade de deformação elevada, concentração de tensões em inclusões, excesso de bandas de cisalhamento em sistemas de escorregamento da estrutura cristalina, tamanho de grão inapropriado, alta fração volumétrica de fase indesejável, atrito, os efeitos termomecânicos, o aquecimento induzido por deformação, o encruamento com grande nível de deformação, dentre outros.

Técnicas como critérios de falha, Métodos dos Elementos Finitos (MEF) e Curva Limite de Conformação (CLC) têm se mostrado ineficientes na previsão desse tipo de fratura, pois são baseadas no aparecimento da estrição localizada e sob carregamento linear ou proporcional. Neste contexto, FERREIRA FILHO *et al.* (2008) demonstraram que o aço AISI 430, mesmo apresentando uma forte textura (fibra γ) desejável na estampagem profunda, a peça fraturou prematuramente, não convergindo com os resultados outrora previstos pela CLC. Nos últimos anos, a volatilidade no preço do Ni tem feito com que os Aços Inoxidáveis Ferríticos (AIF) sejam utilizados em detrimento a materiais mais caros, por exemplo, os Aços Inoxidáveis Austeníticos (AIA). Entretanto, essas fraturas precoces e a incapacidade de prevê-las têm sido a principal barreira para que os AIF sejam amplamente utilizados e que novos processos e produtos sejam desenvolvidos.

Portanto, determinar quais variáveis e intervalos que favoreçam a ocorrência da fratura por cisalhamento da chapa de aço AISI 430 sob uma condição de dobramento e estiramento torna-se algo necessário, tanto para o produtor da matéria-prima quanto para a indústria de manufatura. Todavia, são poucos os ensaios mecânicos capazes de reproduzir com fidelidade a fratura por cisalhamento em um ambiente de laboratório. Dentre estes ensaios, destaca-se o ensaio de dobramento sob tensão ou BUT (*Bending Under Tension*) introduzido por LITTLEWOOD e WALLACE (1964), o qual consiste em dobrar e deslizar uma tira de chapa metálica em torno do raio de um pino que simula a ferramenta de dobramento.

Inicialmente, de acordo com WENZLOFF *et al.* (1992) e VALLANCE e MATLOCK (1992), o equipamento para execução do ensaio BUT foi concebido para determinar o atrito e simular a mecânica da deformação plástica da chapa na região dos raios do processo de estampagem profunda. Contudo, devido à sua versatilidade, outros temas de interesse têm sido investigados, por exemplo, revestimentos superficiais, caracterização e desempenho de lubrificantes, retorno elástico, processamento inadequado de materiais e a fratura em materiais metálicos. A versatilidade deste equipamento é devida principalmente ao duplo controle de deslocamento das garras que, além do ensaio BUT, possibilita executar outros tipos de ensaios de conformabilidade sob a condição de dobramento e estiramento, tal como o ensaio de tração de tira ou STT (*Strip-Tension Test*), o ensaio de retorno elástico ou DBS (*Draw-Bend Springback*) e o ensaio DBF.

Portanto, o desenvolvimento de pesquisas sobre os AIF em equipamentos que simulam falhas ocorridas em práticas industriais, colabora para adequar e manter a competitividade desta classe

de material às necessidades do mercado. Desse modo, esta pesquisa propõe investigar o comportamento mecânico e tribológico e, além disso, reproduzir, caracterizar e analisar os diferentes tipos de fratura da chapa de aço inoxidável ferrítico AISI 430 submetida à condição de dobramento e estiramento. Para isso, um tribossimulador baseado na mecânica do ensaio BUT será projetado e construído, e o efeito da variação dos parâmetros de processo (chapa, ferramental e ensaio) nos resultados experimentais serão investigados.

1.2. Hipótese

O comportamento mecânico, tribológico e a fratura chapa de aço inoxidável ferrítico AISI 430 sob a condição de dobramento e estiramento é influenciado por parâmetros relacionados ao processo e às características do material.

1.3. Objetivos

1.3.1. Objetivo geral

Investigar o comportamento mecânico, tribológico e a fratura da chapa de aço inoxidável ferrítico AISI 430 sob a condição de dobramento e estiramento.

1.3.2. Objetivos específicos

Pode-se citar como objetivos específicos os seguintes tópicos:

- projetar e construir um tribossimulador que simule a condição de dobramento e estiramento e execute os ensaios BUT, STT e DBF;
- caracterizar as microestruturas quanto ao tipo, tamanho e diâmetro de grão (microscópio óptico-MO), fases presentes (difração de raio-X-DRX), tamanho e fração de área dos microvazios (MO), topografia da superfície de desgaste e morfologia da superfície de fratura (microscópio eletrônico de varredura-MEV);
- analisar as propriedades mecânicas convencionais de dureza (Vickers), ductilidade (Índice de estampagem Erichsen-IE) e de tração uniaxial;
- determinar o coeficiente de atrito em ensaios de conformabilidade tendo em vista parâmetros operacionais (tipo de ensaio, velocidade ensaio e condição de lubrificação), características do ferramental (material, raio e rugosidade) e da tira metálica (direcionalidade da textura, microestrutura e alongamento relativo);

- comparar o comportamento mecânico da chapa de aço AISI 430 com outro material (AISI 304) sob as mesmas condições de processo;
- analisar o comportamento tribológico da chapa de aço AISI 430 em tribômetro de Pino Sob Disco (PSD) e comparar os resultados com aqueles obtidos nos ensaios BUT e STT;
- realizar ensaios DBF com o intuito de reproduzir três diferentes tipos de fratura (tração, mista e de cisalhamento) sob diferentes condições de ensaio (razão R/t , direção e velocidade de ensaio) e, concomitantemente, monitorar a evolução da temperatura na região de dobramento por meio de uma termocâmara;
- comparar as deformações limites impostas e a morfologia da superfície de fratura de uma chapa estampada com a CLC do material e as fraturas reproduzidas no ensaio DBF, respectivamente;
- analisar estatisticamente (análise de variância-ANOVA) os resultados obtidos no ensaio DBF à luz das variáveis resposta (deformação principal maior, alongamento total, redução de espessura, coeficiente de atrito, temperatura e tipo de fratura) e condições de ensaio;
- simular via linguagem R (*R-Studio*) as variáveis resposta considerando o domínio dos dados experimentais e determinar os intervalos da razão R/t crítica em que ocorrem os diferentes tipos de fratura.

1.4. Justificativas

Além do interesse do pesquisador pela temática, o presente estudo justifica-se pelas seguintes razões:

- ineditismo: pelo fato de que não há, na literatura atual, relatos sob o estudo do comportamento mecânico, tribológico e fratura da chapa de aço AISI 430 sob a condição de dobramento e estiramento a partir da variação dos parâmetros de processo e influência das características do material;
- importância prática: pelas contribuições que trará para a indústria siderúrgica e de manufatura, pois os resultados encontrados podem ser utilizados como diretrizes de projeto e critérios de prevenção de falhas no desenvolvimento de processos e produtos a partir da chapa de aço AISI 430. Além disso, podem ser usados para evitar falhas relacionadas à conformabilidade nos raios das peças e processamento inadequado do material;

- importância acadêmica: pelas contribuições que trará para professores, pesquisadores e estudantes da área de Engenharia Mecânica e áreas afins;
- desenvolvimento tecnológico: o desenvolvimento de novos processos e produtos, necessariamente perpassa pelo uso de equipamentos mais modernos, logo, o presente estudo aliado ao projeto e construção de um tribossimulador vai ao encontro com a motivação nacional em alcançar a excelência na pesquisa de materiais metálicos e de novas aplicações com este material.

2. REVISÃO DE LITERATURA

2.1. Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas contendo, no mínimo, 10,5% de Cr, o que lhes garante elevada resistência à corrosão. O Cr é um elemento que estabiliza a Ferrita, estrutura CCC do Ferro, e quando disperso de forma homogênea em solução sólida no aço, entra em contato com o oxigênio, formando uma fina camada passiva (entre 3 a 5 nm), contínua e resistente em toda a sua superfície, protegendo-o contra os ataques corrosivos do meio ambiente. Esta característica especial possibilita que os aços inoxidáveis sejam aplicados em diferentes áreas da indústria, tal como a alimentícia, a farmacêutica, a química, a bioengenharia, a nuclear, a automotiva, dentre outras (KRAUSS, 2015; LO *et al.*, 2019; SILVA e MEI, 2010; MESQUITA e RUGANI, 1997; COBB, 2010).

Dependendo dos teores de elementos de liga, diferentes aços inoxidáveis são produzidos, tal como (KRAUSS, 2015; OUTOKUMPU, 2013; SILVA e MEI, 2010; CARBÓ, 2008):

- austeníticos (série 300): contém 17-25% de Cr e 6-20% de Ni, e possui estrutura cúbica de face centrada (CFC);
- ferríticos (série 400): contém 10,5-27% de cromo e baixo carbono, e possui estrutura cúbica de corpo centrado (CCC);
- martensíticos (série 400): contém 12-17% de Cr e 0,1-1,0% de C, e possui estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC);
- duplex: contém 20-30% de Cr, 2,5-7% de Ni e adições de Ti e Mo, e possui uma estrutura austeno-ferrítica;
- endurecíveis por precipitação (EPP): podem ter uma estrutura austenítica ou martensítica, com adições de Cu, Ti, Al, Mo, Nb ou N.

2.1.1. Aços inoxidáveis ferríticos (AIF)

Os AIF são assim denominados devido a sua estrutura tipicamente ferrítica (CCC) após recozimento. Em altas temperaturas, alguns desses aços podem apresentar uma estrutura bifásica (ferrita e austenita), contudo, dependendo dos teores de Cr, C, N e de elementos

estabilizadores, tais como o Ti e Nb, a estrutura mantém-se ferrítica em todas as temperaturas (por exemplo, o aço AISI 430) (LACOMBE *et al.*, 1993; TANURE, 2016).

Conforme pode ser visto na FIG. 2.1, o aço AISI 430 com diferentes teores dos elementos de liga dão origem a diferentes tipos de AIF, tal como o aço AISI 405, 409, 430F, 434, 436, 439, 444, 446, DIN 1.4509 e EN 1.4003.

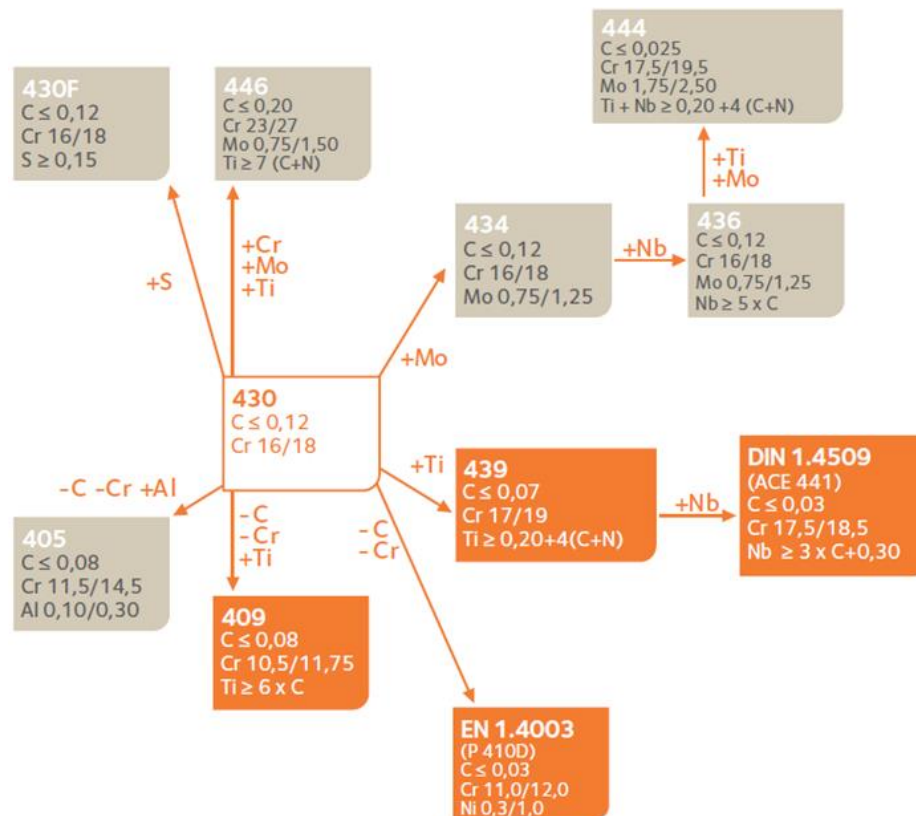


FIGURA 2.1 - Classificação dos aços inoxidáveis da série 400 (CARBÓ, 2008).

Geralmente, dois tipos de aços AISI 430 são fabricados: um estabilizado com Nb e outro sem estabilização. O estabilizado com Nb é popularmente conhecido pela qualidade de estampagem profunda ou DDQ (*Deep Drawing Quality*) e, além disso, apresentam melhor brilho em comparação aos AIA. Possuem teor de Cr mais elevado (16-18%) que o mínimo exigido (~10,5%), contudo, a capacidade de repassivação (iniciada uma corrosão por pites, ter a capacidade de regenerar o filme passivo) é inferior ao aço AISI 304 (provavelmente o Ni tem um papel decisivo neste aspecto). Em grandes cidades, onde existe bastante contaminação ambiental (por exemplo, na construção civil), o AISI 430 é mais utilizado no interior de edifícios (por exemplo, talheres, baixelas, fogões e moedas) e o AISI 304 em regiões externas (por exemplo, em aplicações que aliam alta resistência mecânica e corrosão) (CARBÓ, 2008; APERAM, 2020).

A utilização de elevado teor de Cr, baixos teores de C e N, adição de Nb, recristalizações sucessivas na laminação a quente e tratamentos térmicos otimizados na laminação a frio fazem com que este aço apresente características de desempenho na estampagem profunda muito superior a qualquer outro aço inoxidável. O C e N baixos são necessários para manter a estrutura ferrítica, contudo, em alta quantidade, podem formar carbonetos e nitretos que se precipitam nos contornos de grão deixando uma zona livre de Cr nas regiões adjacentes. Esse fenômeno é comumente conhecido como sensitização e favorece a corrosão intergranular. No entanto, o controle deste fenômeno pode ser feito adicionando elementos estabilizadores como Ti, Nb, V e Zr (KRAUSS, 2015; YOU *et al.*, 2007; YAN *et al.*, 2008; CAVAZOS, 2006, DU *et al.*, 2010, TANURE *et al.*, 2017).

Nos últimos anos, os preços de matérias-primas como o Al, Cu, Zn e Ni aumentaram significativamente e, como resultado, os fabricantes e usuários de aços inoxidáveis foram notavelmente afetados, principalmente pelo preço alto e volátil do Ni. Recentemente, em fevereiro de 2022, foi deflagrada uma guerra da Rússia contra a Ucrânia, o que fez o preço do Ni subir ainda mais, visto que a Rússia é uma grande produtora e fornecedora deste material. A tendência é piorar ainda mais com a eletrificação dos carros, pois, o Ni é usado também na fabricação de baterias. De acordo com o ISSF (2007), esta volatilidade do Ni nos últimos anos corroborou para que os aços inoxidáveis da série 400 se tornassem uma solução útil em muitas aplicações em detrimento a materiais que possuem elementos mais caros em sua composição. Por exemplo, com teor de 8-10,5% de Ni, o aço AISI 304 tem sido substituído pelo aço AISI 430 estabilizado ao Nb que possui um teor de $Ni \leq 0,5\%$. Inclusive, a maioria dos AIF são isentos de Ni em sua composição e apresentam a maioria das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão como seus parceiros mais caros, no caso, os AIA.

2.1.2. Características dos AIF em relação a outros materiais

Os AIF superam os AIA em várias características e com vantagens especiais (APERAM, 2020; LO *et al.*, 2019; ISSF, 2007):

- são magnéticos;
- apresentam baixa expansão térmica ($\sim 11,5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$) em relação aos austeníticos ($\sim 18 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$), por isso se expandem menos quando aquecidos;
- apresentam excelente resistência à oxidação em alta temperatura (são menos susceptíveis à delaminação que os austeníticos);

- apresentam alta condutividade térmica ($\sim 26 \text{ W/m}^\circ\text{C}$) em relação aos austeníticos ($\sim 15 \text{ W/m}^\circ\text{C}$), por isso conduzem o calor de forma mais uniforme;
- os ferríticos estabilizados com Nb apresentam excelente resistência à fluência (deformam menos que os austeníticos em resposta à tensão de longo prazo);
- são mais fáceis de serem cortados e trabalhados que os austeníticos (exige ferramentas especiais e máquinas mais potentes, gerando um maior desgaste do ferramental);
- são significativamente menos suscetíveis à recuperação elástica que os austeníticos durante a conformação a frio;
- apresentam um maior limite de escoamento e razão limite de estampagem ou LDR (*Limiting Drawing Ratio*) que o aço AISI 304;
- os ferríticos, diferentemente dos austeníticos, são menos suscetíveis à corrosão sob tensão.

Em relação às desvantagens, BARRETT e MASSALSKI (1966) pontuaram que os AIF contêm altas porcentagens de elementos de liga e podem formar fases intermetálicas frágeis quando expostos em certas temperaturas de operação ou condições de processamento, tais como resfriamento lento de grandes sessões, no intervalo entre 500 e 1000°C. Destaca-se entre elas, a fase Síigma (σ), presente na parte central do diagrama de fases Fe-Cr. As várias fases intermetálicas formam-se pelo arranjo do Fe, Cr, Mo e outros átomos metálicos de transição, em estruturas cristalinas que acomodam diferenças atômicas de tamanho e eletrônicas, as quais limitam a solubilidade sólida de baixa temperatura dos elementos de liga na estrutura Ferrítica CCC. De acordo com KRAUSS (2015), as fases intermetálicas Chi (χ) e Laves, além da Síigma (σ), são outros exemplos que se formam à temperatura de 850 °C em um AIF 25Cr-3Mo-4Ni. Estas várias fases intermetálicas podem se formar nos contornos ou dentro dos grãos.

Em relação às desvantagens, a baixa plasticidade, baixa tenacidade, elevada temperatura de transição dúctil-frágil, corrosão intergranular e o estriamento são algumas características que limitam a aplicação dos AIF. Conforme ilustrado na FIG. 2.2, o aço AISI 430 ocupa uma posição intermediária neste aspecto quando comparados com outras famílias de aços inoxidáveis (por exemplo, os aços do Tipo 304/316). Eles apresentam uma maior tensão de escoamento que os austeníticos, enquanto suas propriedades de alongamento e conformação são equivalentes às do aço carbono (por exemplo, aços ARBL e aço DP590).

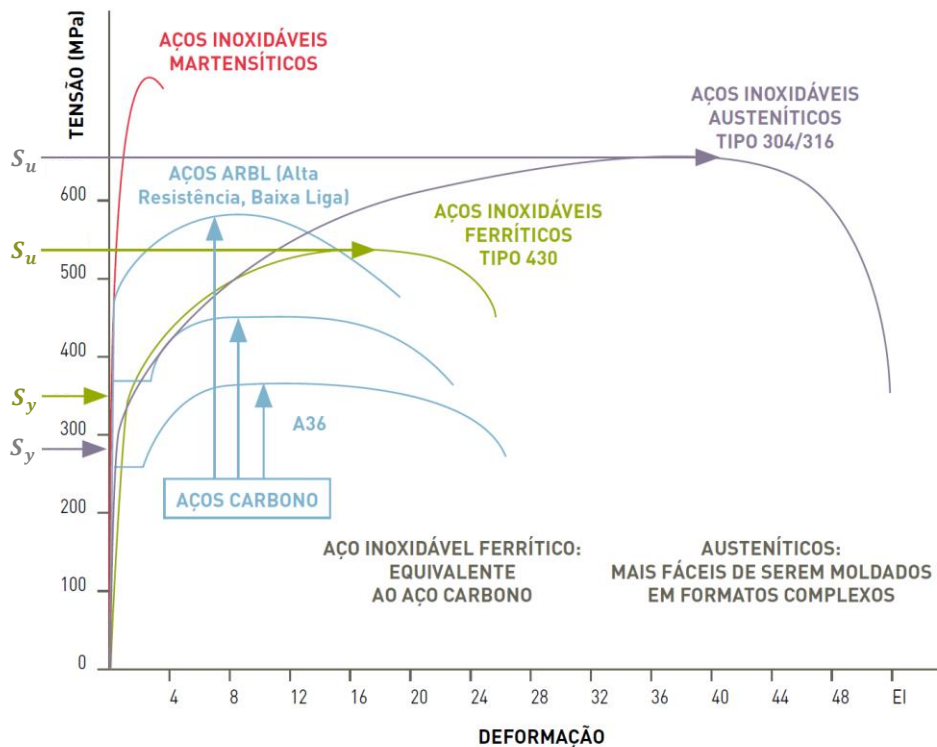


FIGURA 2.2 - Comparação dos AIF com os AIA e aços Fe-C. S_u (*Ultimate Tensile Strength*) é a resistência à tração final e S_y (*Yield Strength*) é a resistência ao escoamento (adaptado de ISSF, 2007).

2.2. Textura cristalográfica

Os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos ou cristalitos, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão. Cada grão tem orientação cristalográfica diferente dos seus vizinhos, e estas diferenças são habitualmente da ordem de dezenas de graus. De modo global, consideram-se que as orientações de todos os grãos podem tanto estarem distribuídas aleatoriamente com relação a um sistema de referência como estarem concentradas, em maior ou menor grau, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Nesta última condição, o grão apresenta uma “orientação preferencial”, que também é comumente denominada de “textura”. Portanto, a textura pode ser genericamente definida com uma condição na qual a distribuição de orientações não é aleatória. É importante destacar que a textura não se refere à forma dos grãos, mas sim à forma como a rede cristalina desses grãos está arranjada espacialmente (PADILHA e SICILIANO Jr., 2005; VIANA *et al.*, 2003, ENGLER e VALERIE, 2009).

Na FIG. 2.3a e b é mostrada a representação esquemática de um material policristalino com grãos dispostos de uma forma cristalograficamente semelhante e cristalograficamente diferente, respectivamente.

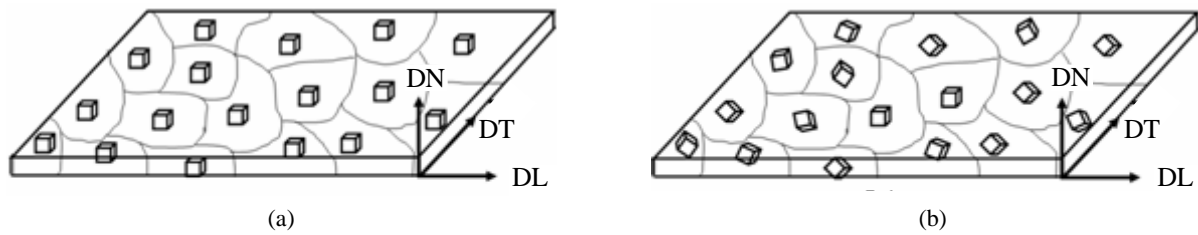


FIGURA 2.3 - Representação esquemática da disposição cristalográfica dos grãos em uma chapa metálica policristalina. (a) cristalograficamente semelhante; (b) cristalograficamente diferente (SUWAS e GURAO, 2008).

Os principais mecanismos que induzem uma textura cristalina em um metal ou liga durante as operações de processamento são resumidamente descritos a seguir (SUWAS e RAY, 2014; MAGNABOSCO, 2009; MORAIS *et al.*, 2020):

- textura de solidificação: se desenvolve durante a fusão e solidificação;
- textura de deformação: se desenvolve durante os vários processos de deformação, como laminação, forjamento, extrusão e compactação;
- texturas de recristalização e crescimento de grãos: se desenvolvem quando o material fortemente deformado é recozido a temperaturas suficientemente altas e por períodos de tempo prolongados;
- texturas de transformação: são exclusivamente as componentes de textura que se originam como resultado de transformações cristalográficas de uma fase original para uma fase final, sendo totalmente dependentes da textura presente na fase de origem.

2.2.1. Textura de fibra e de chapa

Basicamente, dois tipos principais de textura podem se formar em decorrência dos mecanismos mencionados acima: a textura de fibra e a textura de chapa. Na textura de fibra, os grãos em um arame estão orientados de maneira tal que a mesma direção cristalográfica $[uvw]$ na maioria dos grãos está paralela ou quase paralela ao eixo do arame. Entretanto, a textura de chapa é tal que a maioria dos grãos estão orientados com um determinado plano cristalográfico (hkl) aproximadamente paralelo ao plano da superfície da chapa e com uma determinada direção $[uvw]$ do plano (hkl) aproximadamente paralela à direção de laminação (DL). Ainda idealmente, a orientação dos grãos na chapa é fixada com relação aos eixos da chapa, isto é, não existe neste caso a liberdade rotacional de orientação como no caso da textura de fibra. A notação $(hkl)[uvw]$ ou $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ é denominada orientação ideal (PADILHA e SICILIANO Jr., 2005).

Geralmente, para ser considerado fortemente texturizado, o material precisa ter, ao menos, de 30 a 40% dos seus cristais formadores alinhados a uma direção específica. Assim sendo, a textura cristalina deve ser encarada e avaliada estatisticamente em função das diversas orientações presentes. Suas variações podem conduzir a características anisotrópicas nas propriedades físicas, químicas e mecânicas do material, tal como o módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson, resistência à tração/compressão, ductilidade, tenacidade, permeabilidade magnética, entre outros (ENGLER *et al.*, 2010; SUWAS e RAY, 2014).

Conforme mencionado, a textura final depende principalmente de fatores como a orientação inicial dos grãos antes da deformação, da mudança de forma imposta e da temperatura em que material foi deformado. Neste contexto, na FIG. 2.4 são ilustradas algumas das orientações comumente encontradas em chapas laminadas com estrutura CCC para aplicação em estampagem profunda.

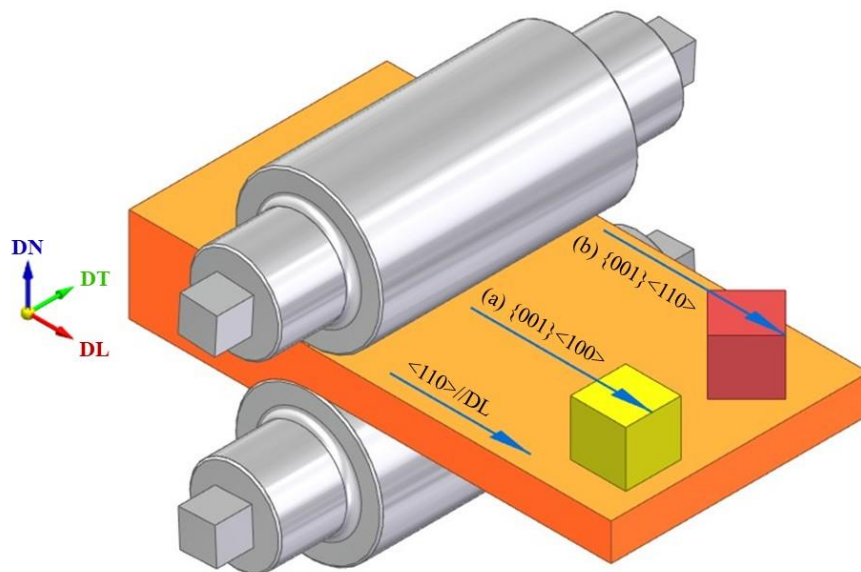


FIGURA 2.4 - Representação esquemática de algumas texturas comumente encontradas em chapas metálicas com estrutura CCC: (a) Textura de deformação $\{001\}\langle 100\rangle$; (b) Textura de cubo $\{001\}\langle 110\rangle$. DL, DT e DN referem-se ao eixo da direção de laminação, transversal e normal em relação ao plano original de laminação da chapa, respectivamente (o autor, 2022).

A caracterização da textura cristalina consiste, geralmente, em determinar, representar e quantificar a distribuição das orientações cristalográficas do material. Os métodos utilizados para determinar a orientação dos cristais podem ser feitas, por exemplo, por meio de Difração de Raios-X (DRX) ou XRD (*X-Ray Diffraction*), de elétrons retroespalhados ou EBSD (*Electron Backscattered Diffraction*) e difração de nêutrons. A distribuição de orientações pode ser representada e quantificada pela figura de pólo inversa, figura de pólo direta e no espaço

trimensional de Euler. Este último é comumente denominado de função de distribuição de orientações cristalinas ou ODF (*Orientation Distribution Function*) (MORAIS *et al.*, 2020; SUWAS e RAY, 2014; PADILHA e SICILIANO Jr., 2005; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

Na TAB. 2.1 são mostradas as fibras típicas observadas em chapas metálicas com estrutura CCC, laminadas e recozidas, juntamente com o eixo da fibra e as componentes de textura mais importantes.

TABELA 2.1 - Fibras e componentes de textura mais importantes dos metais com estrutura CCC.

Fibra	Eixo da fibra	Componentes de textura ou orientações
α	$\langle 110 \rangle // DL$	$\{001\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 110 \rangle$, $\{111\} \langle 110 \rangle$
γ	$\langle 111 \rangle // DN$	$\{111\} \langle 110 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$
η	$\langle 001 \rangle // DL$	$\{001\} \langle 100 \rangle$, $\{011\} \langle 100 \rangle$
ξ	$\langle 011 \rangle // DN$	$\{011\} \langle 100 \rangle$, $\{011\} \langle 211 \rangle$, $\{011\} \langle 111 \rangle$, $\{011\} \langle 011 \rangle$
ε	$\langle 011 \rangle // DT$	$\{001\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 111 \rangle$, $\{4\ 4\ 11\} \langle 11\ 11\ 8 \rangle$, $\{111\} \langle 112 \rangle$, $\{11\ 11\ 8\} \langle 4\ 4\ 11 \rangle$, $\{011\} \langle 100 \rangle$
θ	$\langle 001 \rangle // DN$	$\{001\} \langle 100 \rangle$, $\{001\} \langle 110 \rangle$

(RAABE, 2003)

Na FIG. 2.5 são ilustradas algumas das fibras mostradas na TAB. 2.1 no espaço tridimensional de Euler.

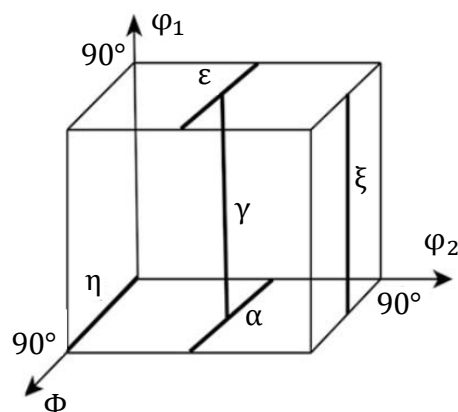


FIGURA 2.5 - Representação esquemática das fibras de textura mais importantes dos metais CCC no espaço de Euler (adaptado de SUWAS e RAY, 2014).

Algumas componentes de textura possuem um nome específico, por exemplo, cubo-W $\{001\} \langle 100 \rangle$, cubo rodado-WRD $\{250\} \langle 001 \rangle$, cubo gêmeo-WT $\{221\} \langle 122 \rangle$, Goss-G $\{011\} \langle 001 \rangle$, cobre-C $\{112\} \langle 111 \rangle$, latão-B $\{011\} \langle 211 \rangle$, alumínio-S $\{123\} \langle 634 \rangle$,

alumínio/latão-B/S {681}<112>, Dillamore {4 4 11}<11 11 8>, dentre outras (SUWAS e RAY, 2014; PADILHA e SICILIANO Jr., 2005; HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

Na TAB. 2.2 são mostradas as características dos ângulos de Euler de algumas das principais componentes de textura listadas na TAB. 2.1.

TABELA 2.2 - Ângulos de Euler de algumas componentes de textura em metais CCC laminados e recozidos.

Índices de Miller		Ângulos de Euler segundo a notação de Bunge (°)		
{hkl}	<uvw>	φ_1	Φ	φ_2
001	100	0	0	0
001	110	45	0	0
211	011	51	66	63
111	011	60	55	45
111	112	90	55	45
4,4,11	11,11,8	90	27	45
110	001	0	45	0
110	110	0	90	45

(HUMPHREYS e HATHERLY, 2004; SUWAS e RAY, 2014)

Por exemplo, de acordo com LABIAPARI *et al.* (2018), a chapa de aço AISI 430 apresenta texturas heterogêneas ao longo de sua espessura. Próximo à superfície, exibem texturas de laminação a quente, por exemplo, a textura de cisalhamento Goss {110}<001>, que ocorre devido ao contato do cilindro da laminação com a superfície da chapa. Na região central, tendem a exibir texturas de laminação a frio, por exemplo, uma forte intensidade de fibra- α , <011>//DL e uma fraca intensidade de fibra- γ , <111>//DN, conforme mostrado. ARDILA *et al.* (2014) explicaram que a diferença de intensidade ao longo da espessura pode ser causada pela estabilização ao Nb e influencia do tamanho de grão.

2.2.2. Influência da textura na qualidade das chapas metálicas

De acordo com CALLISTER Jr. e RETHWISCH (2010) e BANABIC *et al.* (2000), as propriedades mecânicas de uma chapa metálica podem variar de acordo com a direção em que amostra foi retirada em relação ao sentido original de laminação. HOSFORD (2013) pontua que esse fenômeno é comumente chamado de “anisotropia”, sendo atribuído às diferentes texturas cristalográficas que se formam durante o processamento do material. BRESCIANI FILHO *et al.* (2011) salientam que, dependendo da aplicação desejada, o comportamento

anisotrópico de uma chapa metálica pode ser vantajoso ou desvantajoso em operações CCM. Por exemplo, na estampagem profunda, a anisotropia pode ser indesejável, pois pode causar o “orelhamento” nas bordas da peça estampada. Por outro lado, a chapa é mais resistente na direção da espessura do que no plano, possibilitando que estampos mais profundos sejam produzidos. Portanto, essa variação de propriedades com a direção caracteriza a natureza anisotrópica do metal.

A variação do comportamento plástico com a direção é avaliada pelo parâmetro de Lankford ou coeficiente de anisotropia normal, r ou r_n . Este coeficiente é determinado em ensaios de tração uniaxial a partir de corpos de prova ou amostras retiradas da chapa metálica, como ilustrado na FIG. 2.6.

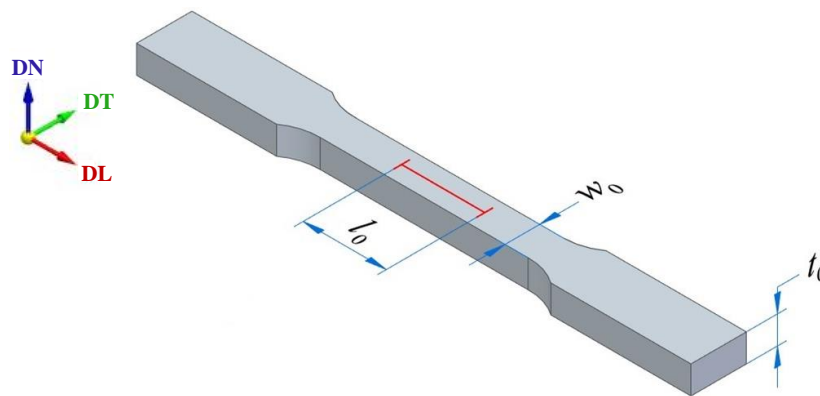


FIGURA 2.6 - Desenho esquemático do CP de tração uniaxial para determinação do coeficiente de anisotropia normal. DL, DT e DN referem-se ao eixo da direção de laminação, transversal e normal em relação ao plano original de laminação da chapa, respectivamente (o autor, 2022).

Analiticamente, o valor de r pode ser determinado pela razão entre a deformação na largura e a deformação na espessura, como descrito pela EQ. 1.

$$r = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3} \quad (1)$$

onde ε_2 e ε_3 são as deformações nas direções da largura e espessura, respectivamente. A EQ. 1 também pode ser escrita na forma da EQ. 2.

$$r = \frac{\ln(w_f/w_0)}{\ln(t_f/t_0)} \quad (2)$$

onde w_0 e w_f são as larguras inicial e final, enquanto t_0 e t_f são as espessuras inicial e final da amostra, respectivamente.

Geralmente, a determinação do valor de r é efetuada antes do aparecimento de uma estricção localizada. As deformações estão bipartidas ao longo da amostra de forma uniforme. Como a espessura da amostra é muito pequena em comparação com sua largura, os erros relativos de medição das deformações nessas direções (ε_2 e ε_3) serão bem diferentes. Todavia, considerando a lei de constância do volume ou incompressibilidade ($\Delta V = 0$) (EQ. 3) durante a deformação plástica, a EQ. 2 pode então ser substituída pela EQ. 4, a qual é a equação mais usada para determinar o coeficiente de anisotropia de chapas metálicas, pois a medição da deformação na largura e no comprimento da amostra é mais precisa do que na espessura.

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0 \quad (3)$$

$$r = \frac{\varepsilon_2}{-(\varepsilon_1 + \varepsilon_3)} = \frac{\ln(w_f/w_0)}{\ln(l_0 w_0 / l_f w_f)} \quad (4)$$

onde l_0 e l_f são os comprimentos inicial e final da amostra, respectivamente.

A base de medição (comprimento de referência) deverá situar-se no centro da amostra, como ilustrado na FIG. 2.6. Por convenção, de acordo com BANABIC *et al.* (2000), os valores de r são determinados com um alongamento entre 15% e 20% da amostra para fins de comparação. Como este coeficiente depende da direção em que a amostra foi retirada da chapa laminada, para determinar um valor médio para r , é necessário levar em consideração a anisotropia plana da chapa. Para isso, os valores de r devem ser obtidos a partir de amostras padrão cortadas ao longo de três diferentes direções (0° , 45° e 90°) em relação ao plano original de laminação da chapa metálica (DL), como ilustrado na FIG. 2.7.

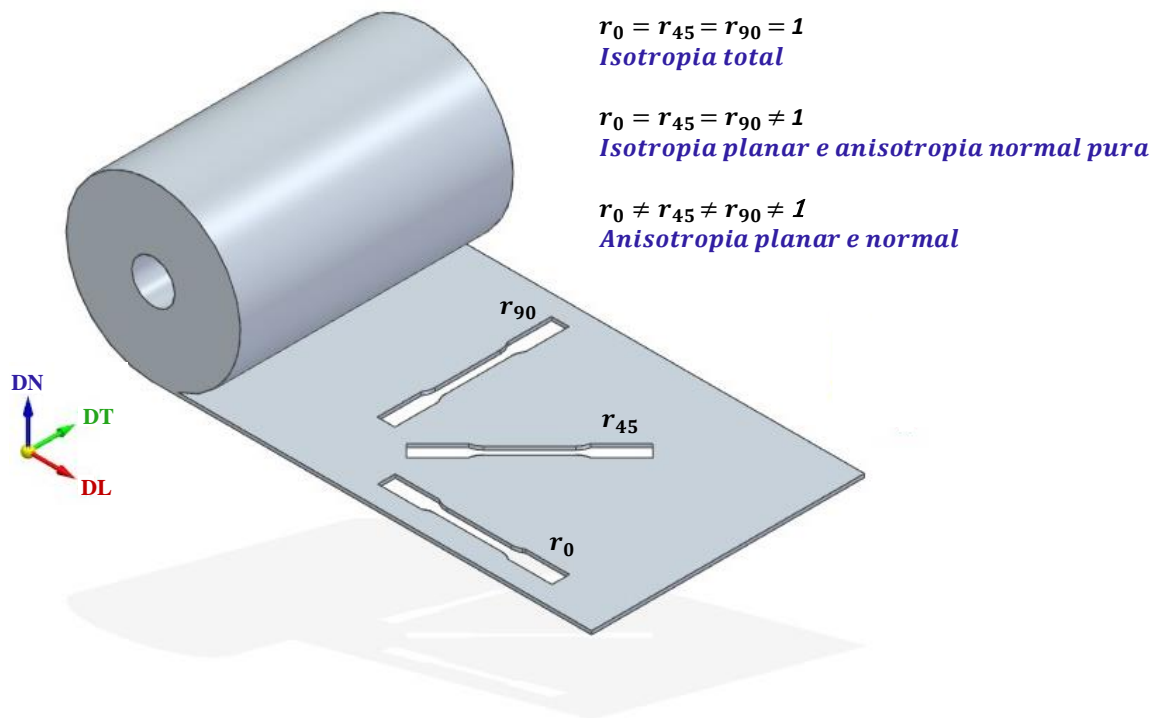


FIGURA 2.7 - Desenho esquemático das amostras retiradas (0° , 45° e 90°) em uma bobina de chapa metálica para determinação dos seus coeficientes de anisotropia (r). DL, DT e DN referem-se ao eixo da direção de laminação, transversal e normal em relação ao plano original de laminação da chapa, respectivamente (o autor, 2022).

Uma vez determinado o valor de r para cada direção, o coeficiente de anisotropia normal médio (r_b ou \bar{r}) pode ser obtido pela EQ. 5.

$$r_b = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (5)$$

Por outro lado, a medida da variação de r_n com o ângulo da direção de laminação é obtida pelo coeficiente de anisotropia planar (Δr ou ΔR) (EQ. 6). HOSFORD e CADELL (2011) sublinham que o valor de Δr indica a diferença de comportamento mecânico que o material pode apresentar no plano da chapa.

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (6)$$

Na FIG. 2.8 é ilustrada a variação de r em função do ângulo que a amostra faz com a direção de laminação. O fenômeno do orelhamento é comumente correlacionado ao valor de Δr . Quando $\Delta r > 0$, as orelhas se formam entre 0° e 90° da direção de laminação. Porém, quando

$\Delta r < 0$, as orelhas se formam à 45° dessa direção. Quando $\Delta r \cong 0$, praticamente não há formação de orelhas.

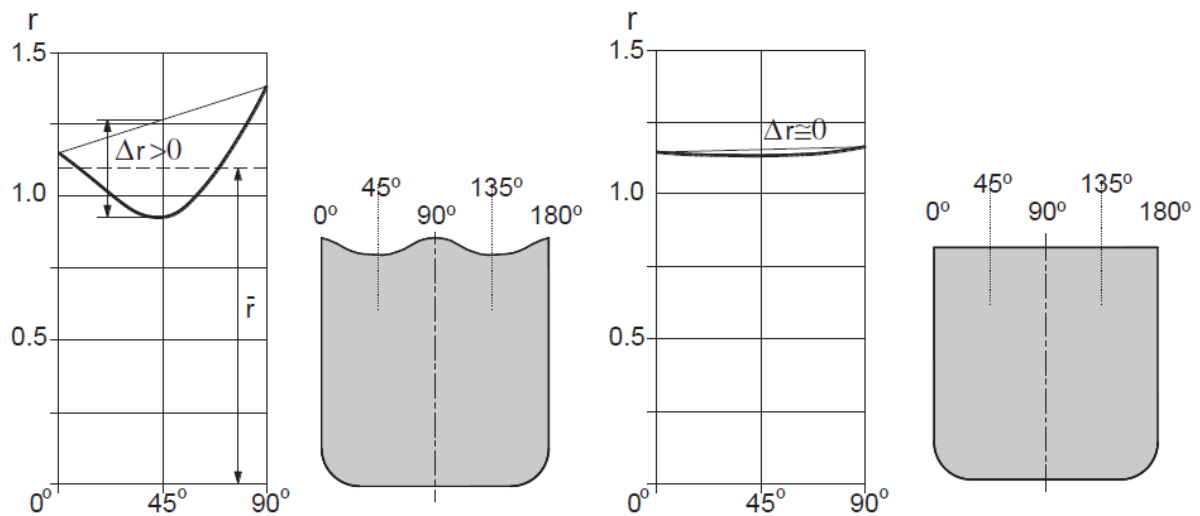


FIGURA 2.8 - Influência da anisotropia na formação de orelhas na estampagem profunda de chapas metálicas (NIELSEN e MARTINS, 2021).

Vários autores destacam que a melhor condição de estampabilidade é obtida com valores elevados de r_b e baixos para Δr . O valor elevado de r_b denota maior resistência à deformação na espessura durante a estampagem e os valores baixos para Δr proporcionam menores níveis de orelhamento (BRESCIANI FILHO *et al.*, 2011; TANURE *et al.*, 2017; NIELSEN e MARTINS, 2021; BANABIC *et al.*, 2000).

Enquanto a anisotropia pode ser um fenômeno vantajoso, por outro lado, o estriamento é um fenômeno indesejável. De acordo com SHIN *et al.* (2007) e MA *et al.* (2017), o estriamento são estrias paralelas que se formam no sentido da direção de laminação das chapas de AIF quando submetidas aos processos de estiramento e estampagem profunda, como mostrado na FIG. 2.9. As ondulações com picos de um lado da chapa coincidem com vales do outro lado, sem alteração de espessura. As estrias têm uma profundidade na faixa de 20-50 μm , o que aumenta os custos de fabricação devido às operações de lixamento e polimento necessárias.

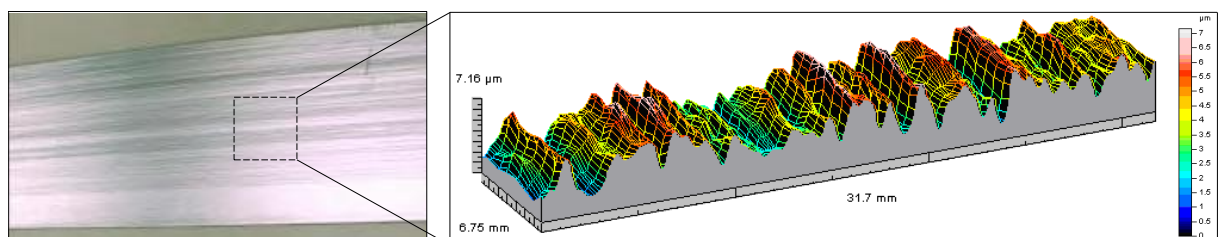


FIGURA 2.9 - Aparência das estrias e perfilometria de um aço AISI 430 (adaptado de OLIVEIRA *et al.*, 2013).

OLIVEIRA *et al.* (2009) afirmaram que, embora as estrias sejam consideradas defeitos superficiais que afetam negativamente o aspecto visual das peças, a profundidade e a largura das estrias são relevantes para chapas finas, pois aumentam a rugosidade da chapa. De acordo HUH *et al.* (2005) e LEFEBVRE (2014), ao longo dos anos, vários mecanismos foram propostos para explicar o fenômeno do estriamento, tal como a heterogeneidade do tamanho de grão, a segregação de elementos de liga (por exemplo, Cr, C ou Mo) e a heterogeneidade da textura. Embora estes diferentes aspectos microestruturais possam ter impacto no estriamento, atualmente é aceito que esse fenômeno é causado devido a forte anisotropia plástica da estrutura CCC por bandas contendo grãos com determinados tipos de orientações cristalográficas. Com o intuito de explicar e melhorar a qualidade superficial dos produtos conformados a partir dos AIF, muitos pesquisadores propuseram uma variedade de modelos para explicar o mecanismo de estriamento, por exemplo, o modelo proposto por CHAO (1967), por TAKESHI *et al.* (1967) e por WRIGHT (1972).

O modelo de Chao assumiu que a microestrutura poderia ser descrita como bandas ou aglomerados de grãos orientados “cubo na face” (CF), $\{001\}\langle 110\rangle$, incorporados em uma matriz de grãos orientados “cubo no canto” (CC), $\{111\}\langle 110\rangle$. O estriamento é atribuído às diferentes taxas de deformação plástica entre essas duas componentes, sendo que os grãos CF se deformam sob deformação plana e com extensão paralela a DL, contração paralela a DT e tensão zero paralela a DT. Contudo, o principal problema deste modelo é que o contorno deformado da superfície da chapa difere e muito de materiais reais que apresentam ondulações. Por outro lado, o modelo de Takeshi considera que a chapa possui bandas de grãos com orientação $\{111\}\langle 011\rangle$ ou $\{112\}\langle 110\rangle$ ao longo de DL, e o estriamento é atribuído às deformações de cisalhamento com mesmo módulo, mas sentidos opostos. Embora este modelo seja muito simples, o mesmo considera a plasticidade do cristal. Já o modelo de Wright considerou a presença de faixas de grãos com orientação $\{001\}\langle 110\rangle$ em uma matriz composta de orientações $\{111\}\langle 112\rangle$. De acordo o modelo, para acomodar a incompatibilidade plástica decorrente pela falta de contração de grãos $\{001\}\langle 110\rangle$ paralelos à DT, e contração de grãos orientados ao redor de $\{111\}\langle 112\rangle$, os grãos $\{001\}\langle 110\rangle$ podem sofrer uma flambagem não homogênea. Este modelo admite o contorno deformado da superfície da chapa.

2.3. Conformabilidade de chapas metálicas

Conformabilidade é definida como o grau de deformação que pode ser alcançado em uma operação CCM sem criar uma condição indesejável. Para isso, o material deve redistribuir a

deformação o mais uniformemente possível, atingir altas deformações sem fraturar ou rasgar, suportar tensões compressivas (no plano) sem formar rugas, reter a forma após remoção da matriz e reter o bom acabamento superficial na estampagem. Requisitos como consumo mínimo de material, alta produtividade e baixo desgaste do ferramental também devem ser considerados.

Na FIG. 2.10 é mostrado os principais fatores que influenciam na conformabilidade das chapas metálicas. Ao longo dos anos, diversos desses fatores têm sido extensivamente estudados, tal como: propriedades da chapa metálica (por exemplo, anisotropia e encruamento), propriedades do material da ferramenta (por exemplo, dureza e composição química), geometria da ferramenta (por exemplo, folga entre punção e matriz e raios das ferramentas), parâmetros tecnológicos (por exemplo, temperatura, velocidade e quantidade de deformação) e condições de atrito ou contato (por exemplo, contato seco ou lubrificado, tipo de lubrificante, pressão de contato, topografia da superfície inicial, geometria e cinemática do tribocontato) (TRZEPIECINSKI e LEMU, 2020; GRONOSTAJSKI *et al.*, 2019; EVIN *et al.*, 2014; KIRKHORN *et al.*, 2013; ALTAN e TEKKAYA, 2012; CERETTI *et al.*, 2008).



FIGURA 2.10 - Fatores que influenciam na conformabilidade da chapa metálica (adaptado de EVIN *et al.*, 2016).

Historicamente, existem vários processos CCM, entre os quais se destacam o dobramento, a estampagem por estiramento, a estampagem por embutimento, ou a combinação de ambos (por exemplo, a estampagem combinada). O dobramento de chapa é o processo mais comum, sendo utilizado para transformar segmentos retos em curvos, e pode ser o responsável por parte da deformação na maioria dos processos CCM. De acordo com a teoria do dobramento puro, quanto menor for o raio de curvatura, maior será a diminuição de espessura no dobramento.

Portanto, a deformação na espessura aumenta com a diminuição do raio de curvatura (ALTAN e TEKKAYA, 2012; MARCINIAK *et al.*, 2002; DIETER, 1986).

A estampagem por estiramento é caracterizada por um estado biaxial de deformação, promovido por tensões trativas que são perpendiculares entre si e que operam no plano da chapa. Conforme ilustrado na FIG. 2.11, a chapa metálica é empurrada por um punção para dentro da cavidade da matriz enquanto suas extremidades permanecem fixas por meio do prensa-chapa com freios de estampagem (*Draw-bead*), sendo que na região dos raios de dobramento ocorre a superposição de dobramento e estiramento. Geralmente, nas extremidades da chapa, a deformação circunferencial na superfície de contato é considerada zero devido à restrição de movimento da chapa pelos freios de estampagem, contudo, a deformação aumenta em direção ao centro à medida que o processo ocorre (HOSFORD e CADDELL, 2011; MARCINIAK *et al.*, 2002).

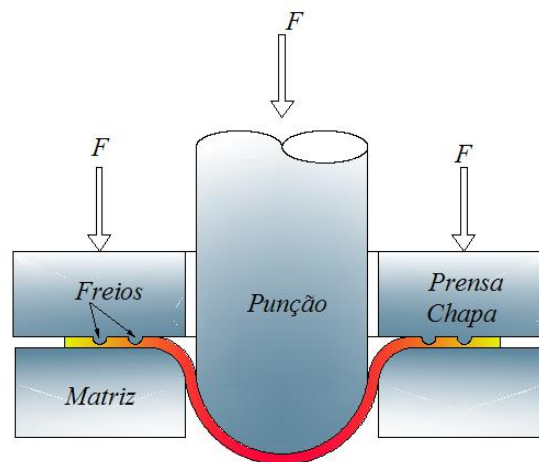


FIGURA 2.11 - Desenho esquemático da estampagem por estiramento (MAGALHÃES, 2005).

Para o material ter bom comportamento em processos de estiramento é necessário distribuir as deformações de forma homogênea, retardando ao máximo o início da estrição (afinamento localizado) que o levará à ruptura. As operações de estampagem complexas sempre envolvem estiramento. Painéis externos de automóveis, partes abauladas, reforços alongados e nervuras são, em geral, produzidos por esta operação.

Em contraste, no processo de estampagem por embutimento não existem freios de estampagem, com isso o flange tem uma certa liberdade para deslizar sobre a matriz para dentro da cavidade e assim produzir a forma desejada, como ilustrado na FIG. 2.12. Geralmente, este processo é utilizado para modelar chapas planas em peças com formato oco, tais como copos, banheiras,

pias, tanques de cozinha, tanques automotivos, dentre outras aplicações. Assim como no estiramento, na região dos raios de dobramento, ocorre a superposição de dobramento e estiramento, porém, em menor intensidade, sobretudo no raio da matriz, devido principalmente à menor restrição (sem freios) ao maior movimento da chapa sobre a matriz.

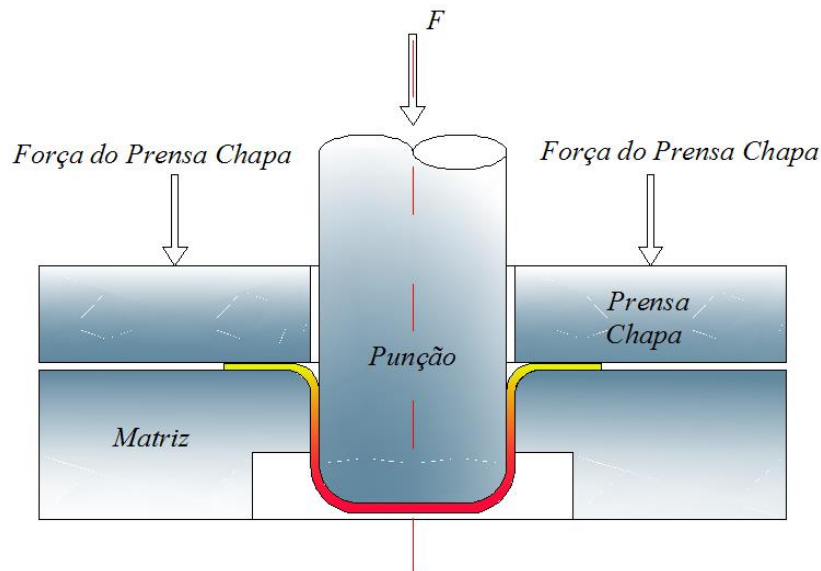


FIGURA 2.12 - Desenho esquemático da estampagem por embutimento (MAGALHÃES, 2005).

Um defeito muito comum no embutimento é a formação de rugas ou enrugamento na superfície da chapa metálica na região do flange. Este defeito ocorre devido à uma tensão circunferencial compressiva que atua no flange, quando o mesmo é estampado em um raio da matriz menor, o que leva à flambagem da chapa metálica. A tendência ao enrugamento aumenta com o aumento da área de superfície não suportada/irrestrita da chapa metálica em compressão, espessura decrescente e não uniformidade na espessura da chapa. As rugas também podem ser iniciadas por uma lubrificação não uniforme na interface de contato entre a chapa e a matriz. Geralmente, o enrugamento é suprimido por um controle da força do prensa-chapa ou por uma folga fixa entre a matriz e punção. Se a força do prensa-chapa for muito alta, a força necessária para se estampar a peça tende a aumentar devido ao aumento do atrito, o que pode levar ao rasgo ou fratura da parede da peça (MARCINIAK *et al.*, 2002).

2.3.1. Mecânica da conformação

Uma vez que o dobramento é dominante nas operações CCM, na FIG. 2.13a é mostrada a definição dos termos empregados nesse processo, o qual ocorre quando a unidade de largura de uma chapa metálica é dobrada ou muda a sua forma sobre um raio de curvatura R . O ângulo de

dobramento é θ , e um momento por unidade de largura, M , e uma tensão de dobramento por unidade de largura, T_b , são aplicados simultaneamente. A distância entre o centro do raio de curvatura e a Linha Neutra (LN) é ρ .

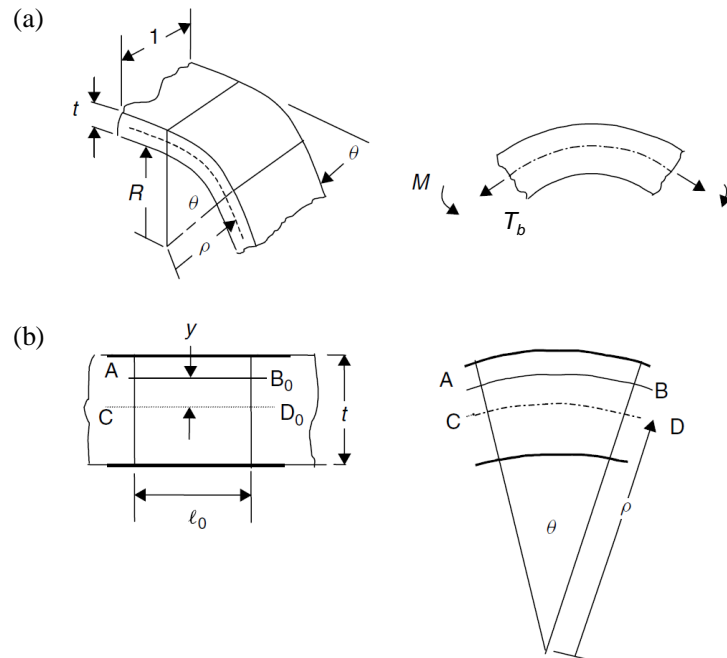


FIGURA 2.13 - Teoria do dobramento puro: (a) Definição dos termos empregados; (b) Deformação das fibras longitudinais (MARCINIAK *et al.*, 2002).

Na FIG. 2.13b é ilustrada a deformação das fibras longitudinais da chapa durante o dobramento puro. Em geral, a linha CD_0 na superfície média da chapa altera seu comprimento para CD , então, o comprimento original l_0 torna-se l_s (EQ. 7). Desta forma, a linha AB_0 que fica a uma distância y da superfície do meio da chapa se deformará em um comprimento l (EQ. 8) (MARCINIAK *et al.*, 2002).

$$l_s = \rho\theta \quad (7)$$

$$l = \theta(\rho + y) = \rho\theta \left(1 + \frac{y}{\rho}\right) = l_s \left(1 + \frac{y}{\rho}\right) \quad (8)$$

Como a deformação axial da fibra AB é descrita pela EQ. 9 e o raio de curvatura é grande em comparação com a espessura, então a deformação de dobramento pode ser aproximada pela EQ. 10.

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{l_s}{l_0} + \ln \left(1 + \frac{y}{\rho} \right) = \varepsilon_a + \varepsilon_b \quad (9)$$

$$\varepsilon_b = \ln \left(1 + \frac{y}{\rho} \right) \approx \frac{y}{\rho} \quad (10)$$

onde ε_a é a deformação na superfície externa ou da membrana e ε_b é a deformação de dobramento.

De acordo com a EQ. 10, à medida que o raio de dobramento aumenta, menor é a contribuição da deformação de dobramento, ou seja, o estiramento passa a dominar o processo em detrimento ao dobramento. MA e WELO (2021) enfatizaram que quando isso acontece, o gradiente de tensão ao longo da espessura da chapa e o retorno elástico é drasticamente reduzido em comparação com o dobramento puro. Os autores explicam que, ao aplicar o alongamento no processo de dobramento, a LN se move em direção a centro do dobramento, contudo, se a deformação de estiramento aplicada é suficientemente grande, a LN (localização teórica) pode se mover para fora da seção transversal da chapa.

Geralmente, na prática industrial, a deformação na região dos raios ocorre devido ao efeito combinado de dobramento e estiramento, e esse modo de deformação é comumente conhecido como Dobramento Sob Tensão ou BUT (*Bending Under Tension*), conforme ilustrado na FIG. 2.14. F_1 é a força frontal ou de atuação, F_2 é a força traseira ou de contratensão (ou restrição), V_1 é a velocidade frontal, V_2 é a velocidade traseira, t_0 é a espessura inicial da chapa e R é o raio da matriz.

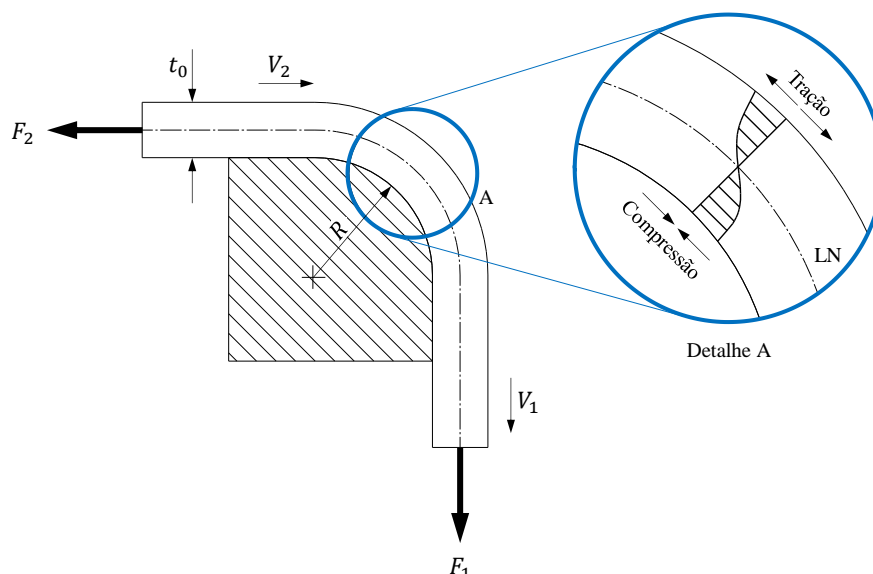


FIGURA 2.14 - Dobramento sob tensão em conformação de chapas metálicas (o autor, 2022).

As características de distribuição da tensão e deformação na região de dobramento ilustrada na FIG. 2.14 são caracterizadas pelo deslocamento da LN. Se a tensão de estiramento aplicada é suficientemente alta, a localização teórica da LN pode se mover para fora da seção transversal e, quando isso acontece, é dito “dobramento sob tensão fora do plano”. O deslocamento da LN para fora do plano tem uma influência positiva na conformabilidade da chapa, pois proporciona um gradiente de deformação mais forte na camada sob tração, retardando o aparecimento da estricção. Entretanto, esse deslocamento pode levar a um caminho de deformação não linear, aumentando a imprevisibilidade no comportamento mecânico do material (MA e WELO, 2021; CHEONG, 2019; BAUDELET e RAGAB, 1982; GHOSH e HECKER, 1974).

2.3.2. Estados de tensão e deformação

De acordo com SANTOS *et al.* (2005), a análise teórica e experimental das operações CCM põe em evidência, que a tensão principal de Cauchy (σ_3), ou seja, segundo a direção normal ao plano da chapa (FIG. 2.15, eixo Z) é, na maioria dos casos, insignificante, face às tensões instaladas neste plano (σ_1 e σ_2), logo, é usual desprezá-la nas equações constitutivas. A este respeito, MARCINIAK *et al.* (2002) sublinha que, se o raio de curvatura estiver na faixa de cerca de 3 a 10 vezes a espessura da chapa, é razoável considerar o material como rígido e perfeitamente plástico, podendo-se então desprezar a tensão ao longo da espessura e assumir um estado de deformação plana.

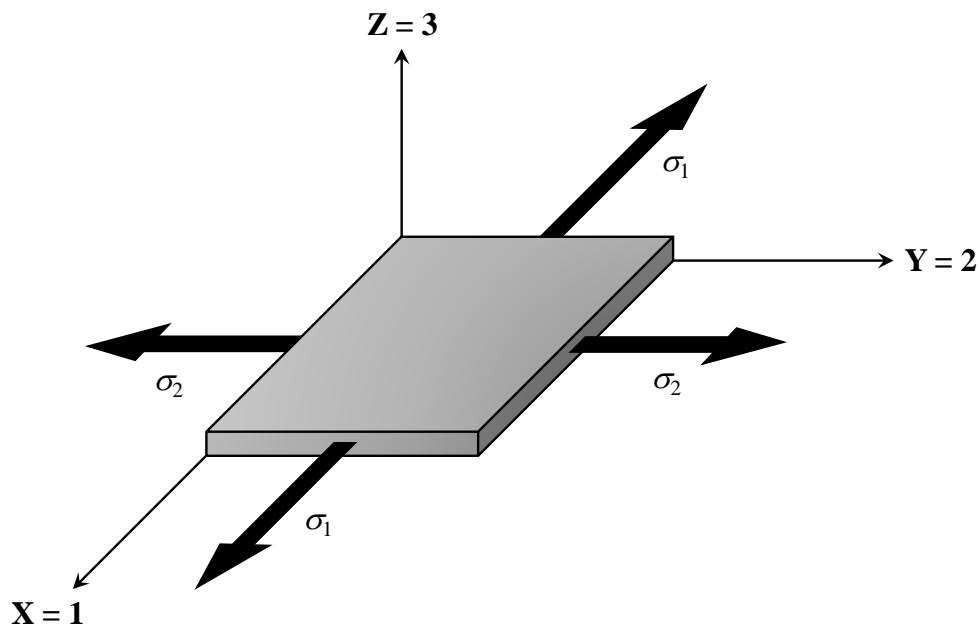


FIGURA 2.15 - Sistema de eixos cartesianos associados à chapa metálica fina (adaptado de SANTOS *et al.*, 2005).

Desta forma, é comum admitir que todos os modos de sollicitação em operações CCM podem ser representados no plano das tensões principais σ_1 e σ_2 , que por sua vez produzem as deformações principais ε_1 e ε_2 , respectivamente. Considerando que a evolução das componentes cartesianas do tensor das tensões, desde o estado não deformado até o deformado é proporcional (ou carregamento linear), então é possível associar a cada ponto da peça um parâmetro representativo para o estado de tensão (α) e um para o estado de deformação (ρ), conforme descrito pela EQ. 11 e 12, respectivamente.

$$\alpha = \frac{d\sigma_2}{d\sigma_1} = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} = \text{constante} \quad (11)$$

$$\rho = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_1} = \frac{2\alpha - 1}{2 - \alpha} \quad (12)$$

A EQ. 12 é deduzida a partir das equações de Levy-Mises para um material isotrópico. Os valores dos parâmetros α e ρ para os diferentes estados de tensão e deformação em processos CCM são mostrados na TAB. 2.3.

TABELA 2.3 - Correspondência entre a trajetória de carregamento e deformação na conformação de chapas metálicas.

Identificação dos diferentes estados	Estado de tensão		Estado de deformação	
	Valores de α e ρ	Relação entre σ_1, σ_2 e σ_3	Valores de α e ρ	Relação entre $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ e ε_3
Embutimento profundo*	$\alpha = -1$ $\rho = -1$	$\sigma_1 = -\sigma_2$ $\sigma_3 = 0$	$\alpha = -1$ $\rho = -1$	$\varepsilon_1 = -\varepsilon_2$
Tração uniaxial	$\alpha = 0$ $\rho = 0,5$	$\sigma_1 > 0$ $\sigma_2 = -\sigma_3 = 0$	$\alpha = 0$ $\rho = -0,5$	$\varepsilon_1 = -2\varepsilon_2$
Deformação plana	$\alpha = 0,5$ $\rho = 0$	$\sigma_1 = 2\sigma_2$ $\sigma_3 = 0$	$\alpha = 0,5$ $\rho = 0$	$\varepsilon_1 > 0, \varepsilon_2 = 0$
Estiramento biaxial simétrico	$\alpha = 1$ $\rho = 1$	$\sigma_1 = \sigma_2$ $\sigma_3 = 0$	$\alpha = 1$ $\rho = 1$	$\varepsilon_1 = \varepsilon_2$

*ou corte puro.

Na FIG. 2.16 são ilustrados graficamente os diferentes estados de deformação, na qual distinguem-se dois domínios correspondentes a modos de sollicitação distintos:

- domínio da retração: está compreendido entre as trajetórias de deformação correspondentes à compressão uniaxial e tração uniaxial;

- domínio da expansão: está compreendido entre as trajetórias de deformação correspondentes à tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico.

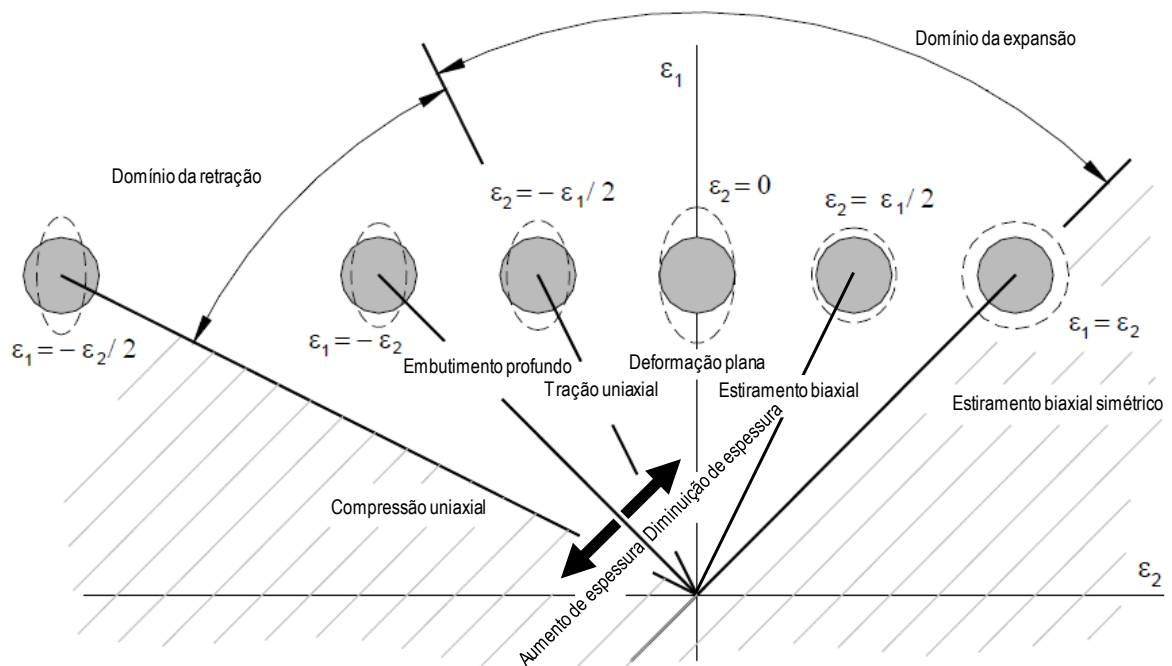


FIGURA 2.16 - Principais estados de deformação na conformação de chapas metálicas (adaptado de RODRIGUES e MARTINS, 2010).

Portanto, cada um destes domínios está intimamente relacionado ao modo como é executada a operação CCM. Por exemplo, uma estampagem sem prensa-chapa conduz a deformações predominantes de extensão, enquanto que uma estampagem com a chapa totalmente bloqueada pelo prensa-chapa conduz a deformações predominantemente de expansão. Assim sendo, cada estado de tensão produz um estado de deformação característico em um lugar geométrico da peça durante o processo de estampagem, como mostrado na FIG. 2.17.

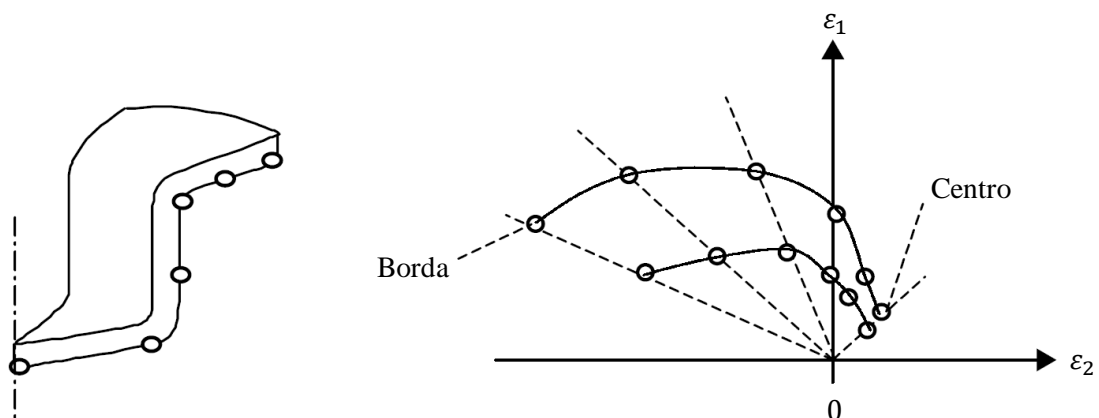


FIGURA 2.17 - Estados de deformação nas regiões de uma peça submetida à estampagem profunda (adaptado de MARCINIAK *et al.*, 2002).

2.3.3. Curva limite de conformação

De acordo com BUTUC *et al.* (2002), cada tipo de material pode ser trabalhado até um certo grau de deformação antes do surgimento de uma estricção localizada e/ou fratura. Neste contexto, a Curva Limite de Conformação (CLC) tem sido a forma mais amplamente utilizada para definir o limite de deformação dos materiais na forma de chapas metálicas antes que uma falha ocorra. A CLC reveste-se de uma enorme importância no estudo das operações CCM e é uma ferramenta preciosa ao dispor dos fabricantes de peças estampadas, pois permite conhecer de forma quantitativa (SANTOS *et al.*, 2005):

- a margem de segurança da peça estampada;
- o local crítico onde se produzirá preferencialmente a estricção localizada ou fratura;
- a seleção das condições de trabalho ideais (por exemplo, força do prensa-chapa, lubrificação, velocidade e quantidade de deformação);
- a qualidade da chapa necessária para garantir o sucesso da operação;
- a influência das propriedades da chapa sobre a margem de segurança da peça estampada e fornece indicações úteis acerca da escolha do material, tendo em vista a otimização do processo;
- a dificuldade na obtenção da peça estampada;
- os dados para desenvolvimento das ferramentas de estampagem, simulação numérica computacional ou MEF e validar critérios de falha.

Jogando com alguns parâmetros operacionais, a prática industrial pode então afastar-se quantitativamente da CLC e, desta forma, do risco de estricção ou fratura. O conceito da CLC foi introduzido nos anos 1960 para caracterizar a conformabilidade de chapas metálicas finas, ou seja, sua aptidão para a deformação plástica. Inicialmente por KEELER (1965), para os valores positivos da deformação menor principal no plano da chapa (domínio da retração) e, em seguida, por GOODWIN (1968), que o estendeu aos domínios de deformações situados entre os estados de tração uniaxial e estiramento biaxial (domínio da expansão).

Na FIG. 2.18 é mostrada uma CLC típica para avaliar a conformabilidade de chapas metálicas finas sob deformação plástica, sendo que as deformações são medidas nas regiões de estricção (ou afinamento) e de ruptura da chapa. As deformações verdadeiras menores (ε_2) são plotadas no eixo X e as principais deformações verdadeiras maiores (ε_1) no eixo Y. CHENG (2019) enfatiza que a CLC é válida somente para trajetórias lineares de deformação constante, uma vez que é baseada no aparecimento de uma estricção antes da fratura. Os pontos acima da CLC

expressam os estados de deformação que levam à falha do material (fratura), enquanto que aqueles abaixo expressam estados de deformação sem falha, ou seja, pontos em uma zona considerada segura para se estampar a peça.

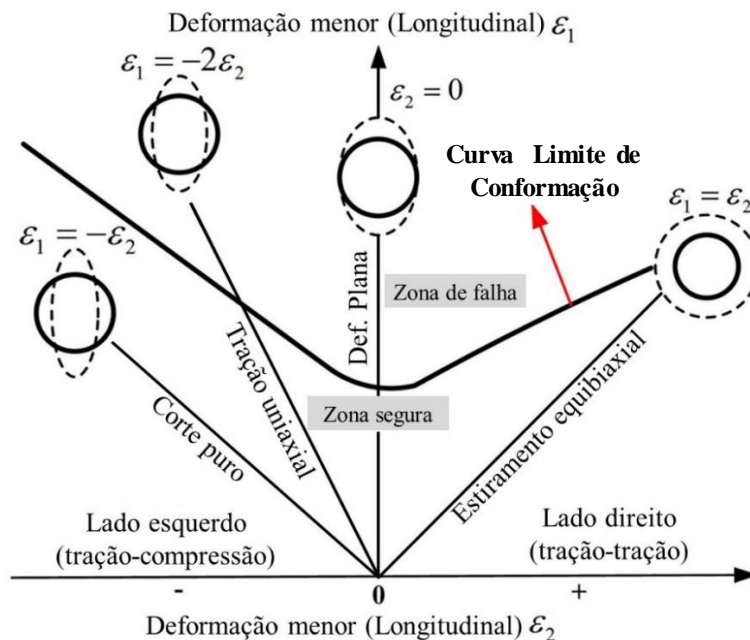


FIGURA 2.18 - Curva Limite de Conformação (CLC) típica (YANG *et al.*, 2017).

Embora a CLC forneça indicações úteis acerca da conformabilidade de uma chapa, aquela não pode ser considerada como uma propriedade intrínseca desta, pois diversos fatores podem influenciar na sua determinação, tal como a dimensão geométrica da grade determinística, espessura da chapa, velocidade de deformação, propriedades mecânicas da chapa (por exemplo, coeficiente de encruamento, coeficiente de anisotropia e ductilidade), trajetória de deformação, temperatura, dentre outros.

SANTOS *et al.* (2005) sublinham que a determinação experimental da CLC é realizada a partir de vários ensaios de simulação ou ensaios de conformabilidade, de forma a cobrir uma vasta gama de trajetórias de deformação. Dentre os principais ensaios simulativos de CCM, é possível citar os seguintes:

- tração uniaxial;
- Jovignot (*Bulge-Test*) - caracterizado pela ausência de atrito devido à utilização de uma pressão hidráulica;
- Nakazima - permite simular todas as trajetórias de deformação;
- Erichsen;
- Erichsen modificado;

- Olsen;
- Persoz;
- Guyot;
- Guyot modificado;
- Swift - que permite determinar a Razão Limite de Estampagem ou LDR (*Limiting Drawing Ratio*);
- Swift - IDDRG (*International Deep Drawing Research Group*);
- AEG;
- Renault elipsoidal;
- Chausson hemi-cilíndrico;
- Francis-Dubois;
- Engelhart-TZP;
- Herzog;
- Fukui - que permite determinar a relação de estampagem;
- KWI;
- KWI oval;
- PVI cônico;
- Marciniak ou IPS (*In Plane Stretching*);
- corte plano;
- Miyauchi - que permite estudar o efeito *Bauschinger*.

MARTINS *et al.* (2014) enfatizam, que dentre estes ensaios, o de tração uniaxial, Nakazima, Marciniak e *Bulge-test* têm sido os mais utilizados porque podem simular trajetórias de deformação na região de estiramento uniaxial, na região de transição entre o modo de deformação uniaxial e deformação biaxial, e o estiramento biaxial, respectivamente. O ensaio Erichsen também é bastante utilizado, porém para avaliar a ductilidade da chapa metálica. O método consiste em forçar um embolo cônico ou esférico sobre a amostra para medir a profundidade da impressão ou Índice de Estampagem Erichsen (IE) no momento da fratura, conforme ilustrado na FIG. 2.19. De acordo com a norma ISO 20482 (2013), este ensaio padrão pode determinar a ductilidade de chapas ou tiras metálicas com espessura de 0,1 mm até 2 mm e largura de 90 mm para sofrer deformação plástica por estiramento.

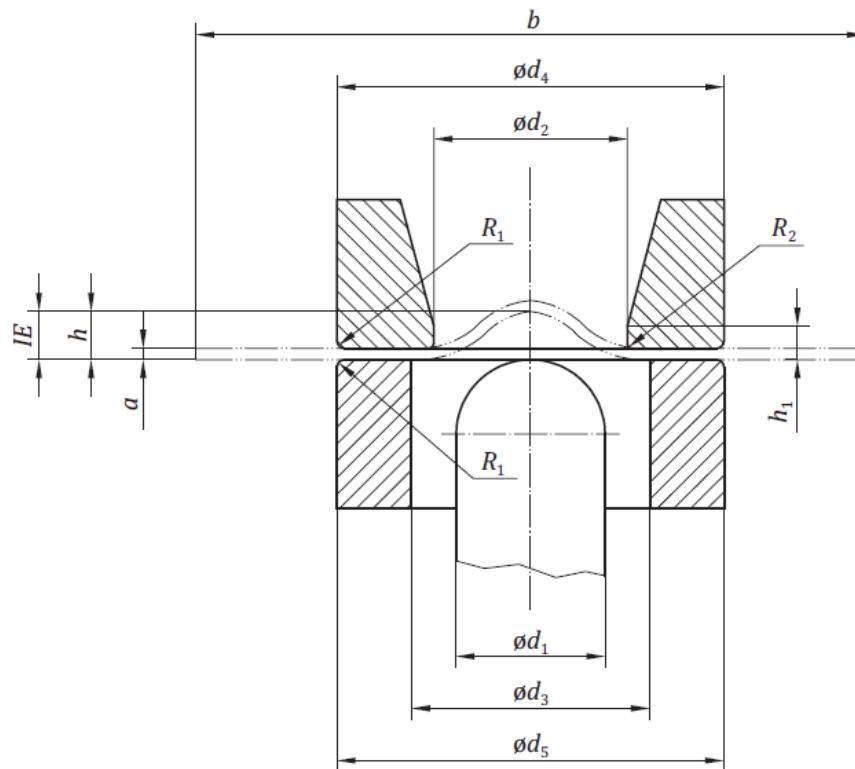


FIGURA 2.19 - Representação esquemática do ensaio Erichsen (ISO 20482, 2013).

As dimensões mostradas na FIG. 2.19 são: a = espessura da chapa de ensaio, b = largura ou diâmetro da chapa de ensaio, d_1 = Diâmetro da extremidade esférica do punção, d_2 = Diâmetro do furo da matriz, d_3 = Diâmetro do furo do prensa-chapa, d_4 = Diâmetro externo da matriz, d_5 = Diâmetro externo do prensa-chapa, R_1 = Raio de canto externo da matriz e raio de canto externo do prensa-chapa, R_2 = Raio de canto interno da matriz, h_1 = Altura da parte interna arredondada da matriz, h = Profundidade de recuo do punção durante o ensaio, IE = Índice de estampagem Erichsen.

Mais recentemente, a norma ISO 12004-2 (2021) padronizou os ensaios de determinação da CLC em laboratório, contudo, sendo válida apenas para o uso do ensaio Nakazima e Marciniak, como mostrado na FIG. 2.20a e b, respectivamente. Além disso, estes ensaios são executados com esboço circular, espessura variando entre 0,3 mm e 4 mm (para chapas de aço é recomendada uma espessura máxima de 2,5 mm), punção com diâmetro de 100 mm e grade determinística (pontos, quadradas, círculos concêntricos, círculos espaçados e círculos entrelaçados ou secantes) de no máximo 2,5 vezes a espessura do material. A maior dimensão de grade permitida é 2,54 mm, porém, tamanhos de grade entre 1 mm e 2 mm podem ser usados. Grades pequenas são limitadas devido à falta de precisão, isso se a grade indeformada não for medida antes do início do ensaio.

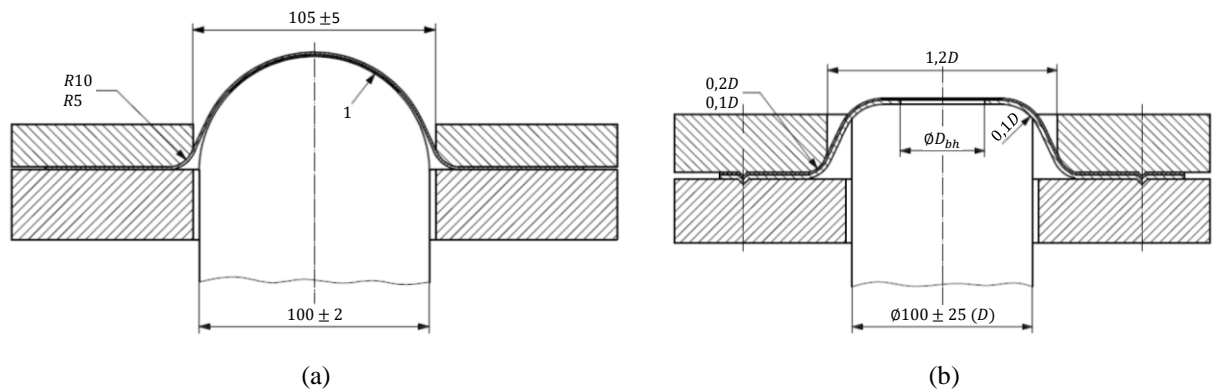


FIGURA 2.20 - (a) Ensaio Nakazima; (b) Ensaio Marciniak. D = diâmetro do punção e D_{bh} = diâmetro do furo (adaptado de ISO 12004-2, 2008).

MADEIRA (2014) enfatiza que a grade com círculos entrelaçados (FIG. 2.21) apresenta a vantagem de cobrir uma maior área para medição da deformação no plano da chapa e, além disso, os círculos se transformarem em elipses facilitando uma indicação visual das direções principais no plano da chapa, o que não acontece nas grades retangulares. Embora, a grade de círculos entrelaçados seja mais difícil de medir manualmente, ela produz bons resultados experimentais, contudo, não podem ser medidas automaticamente com sistemas computadorizados. Com círculos espaçados, mas relativamente próximos, é possível determinar os gradientes de deformação de modo preciso e permite ainda a medição com sistemas computadorizados. De acordo com a norma ISO 12004-2 (2021), as técnicas mais comuns de aplicação da grade na superfície da chapa são a eletroquímica, fotoquímica, impressão *offset* e transferência de grade.

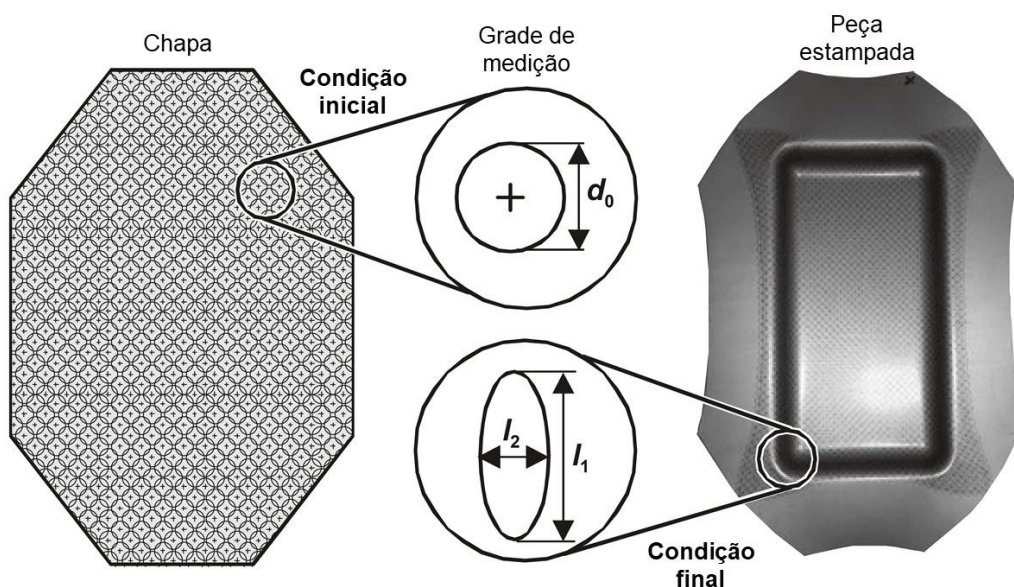


FIGURA 2.21 - Determinação da mudança local de forma usando grade determinística de círculos secantes (adaptado de DOEGE e BEHRENS, 2016).

Conforme pode ser visto na FIG. 2.21, os círculos entrelaçados de diâmetro d_0 (equivalente ao comprimento l_0) transformam-se em elipses após a operação de estampagem, e com a medida dos eixos maior (l_1) e menor (l_2) das elipses é possível calcular as deformações principais (ε_1 e ε_2) que atuam no plano da chapa através das EQ. 13 e 14, respectivamente.

$$\varepsilon_1 = \int_{l_0}^{l_1} dl = \ln \frac{l_1}{l_0} \quad (13)$$

$$\varepsilon_2 = \int_{l_0}^{l_2} dl = \ln \frac{l_2}{l_0} \quad (14)$$

De acordo com CHALAL e ABED-MERAİM (2017), os diferentes métodos de determinação da CLC são todos baseados na detecção de um forte gradiente de deformação, comportamento característico do início da estricção localizada anterior a fratura. Neste contexto, alguns dos métodos estatísticos que têm sido utilizados para determinar as deformações principais (ε_1 e ε_2) durante o aparecimento de uma estricção localizada são resumidamente descritos a seguir:

- método Veerman (VEERMAN *et al.*, 1971) - compara a deformação de 3 círculos adjacentes e descreve a deformação do círculo central como média da deformação dos círculos adjacentes;
- método Bragard (BRAGARD, 1972) - baseado na distribuição da deformação na fratura e utiliza o método matemático da regressão parabólica para determinar o ponto correspondente à estricção localizada, como mostrado na FIG. 2.22;
- método do “perfil duplo” (D’HAeyer e BRAGARD, 1975) - consiste na determinação de dois perfis de distribuição da deformação, sendo um correspondente à estricção localizada e outro correspondente à fratura. Ambos os perfis são então plotados num único gráfico e os dois últimos pontos em comum são selecionados para definir os limites de conformação na estricção localizada;
- método Hecker (HECKER, 1972) - consiste na medição de três tipos de círculos (círculos fraturados, círculos com estricção localizada e círculos sem falhas). A CLC é obtida pela plotagem dos limites entre os diferentes tipos de círculos;
- método Kobayashi (KOBAYASHI *et al.*, 1975) - propôs determinar a estricção localizada no momento em que ocorre um aumento brusco da rugosidade de superfície;

- método nº 5 de Zurich (PARNIERE e SANZ, 1976) - propôs a padronização da interpolação do método de Bragard através da medição de um círculo fraturado e de 3 círculos adjacentes de cada lado, desde que a diferença de deformação entre dois círculos adjacentes seja menor que 5%. As recomendações gerais desse método são mostradas na FIG. 2.23.

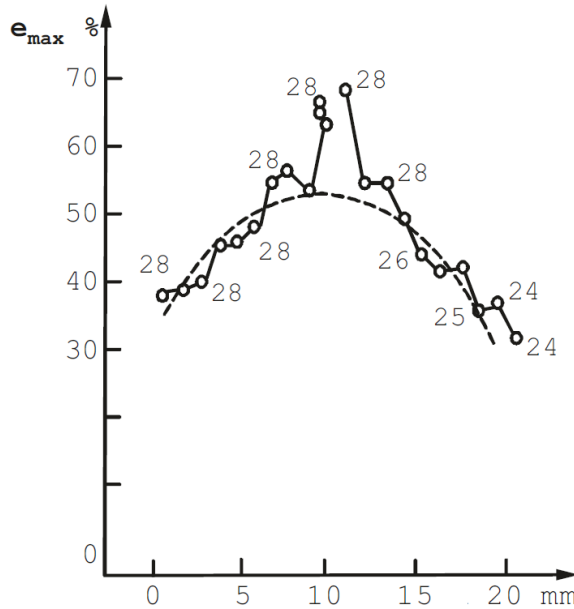


FIGURA 2.22 - Método de interpolação de Bragard (DOEGE e BEHRENS, 2016).

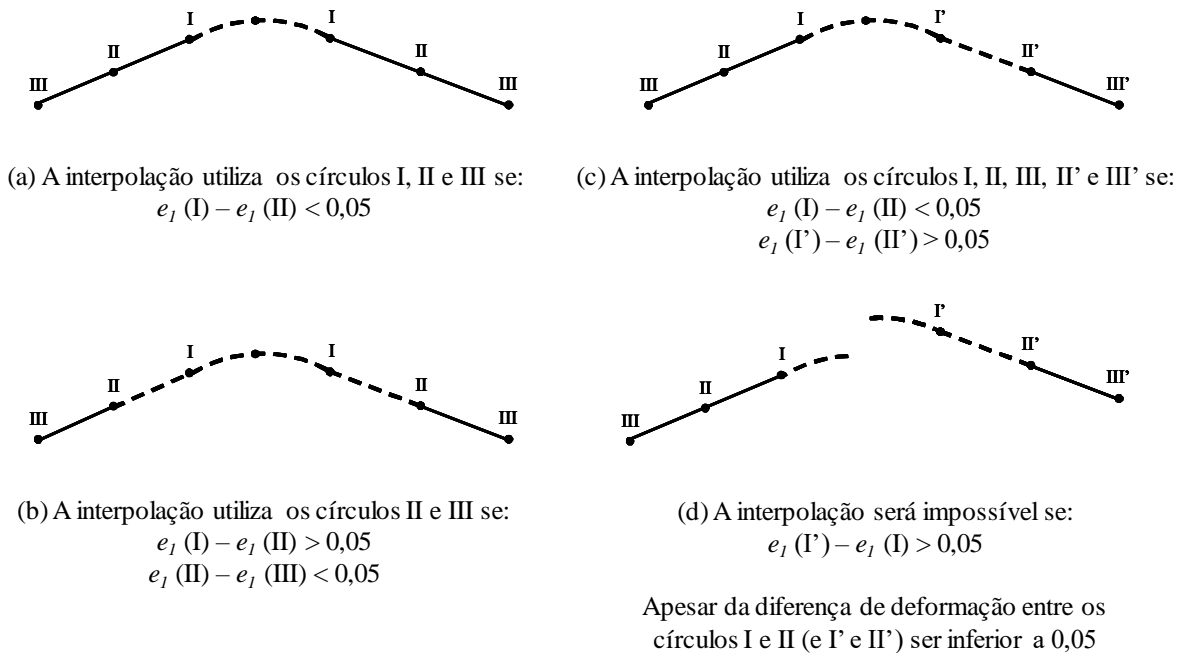


FIGURA 2.23 - Recomendações (a), (b), (c) e (d) para aplicação do método nº 5 de Zurich em conformação de chapas metálicas (adaptado de PARNIERE e SANZ, 1976).

Ao longo dos anos e com o intuito de diminuir os custos e tempo na determinação experimental, vários modelos teóricos ou matemáticos também foram propostos para tentar prever a CLC. De acordo com BANABIC *et al.* (2000) e HOSFORD (2013), alguns modelos são baseados em um critério de escoamento quadrático, tal como o critério Hill'48, o critério M-K, o critério Barlat'89, o critério Yld2000-2d, o critério BBC2005, dentre outros. No entanto, os critérios de escoamento quadrático não podem descrever o comportamento plástico de alguns materiais, tal como as ligas de alumínio e, por este motivo, vários critérios não quadráticos foram propostos, tal como o critério Hill's79, o critério Hosford'79, o critério Hill's93, o critério Barlat'87, dentre outros.

Entretanto, todas as metodologias relatadas acima (experimentais e teóricas) mostraram-se ineficazes na previsão da fratura em chapas de aço de alta resistência e baixa liga. Geralmente, as falhas em operações CCM ocorrem nas regiões sem contato, onde o dobramento é mínimo e o estiramento domina. Todavia, materiais como os aços avançados de alta resistência ou AHSS (*Advanced High Strength Steel*), por exemplo, aços DP, TRIP e AIF (por exemplo, aço AISI 430) sofrem fratura quando o dobramento domina o processo, ou seja, na região dos raios. Muitas vezes, a falha ocorre sem que o material atinja sua resistência mecânica, com pouca ou nenhuma estricção aparente, mesmo as técnicas como a CLC e MEF prevendo o sucesso na operação de estampagem.

Por exemplo, SUNG *et al.* (2012) investigaram a ocorrência deste tipo fratura em aços AHSS, sendo caracterizada como fratura por cisalhamento. FERREIRA FILHO *et al.* (2007) observaram que o aço AISI 430 também tem fraturado na região dos raios durante a operação de estampagem profunda, e atribuíram a possível causa da falha ao baixo coeficiente de encruamento, o que diminuiu o valor de CLC_0 . Ainda, segundo os autores, esse efeito conduz a uma distribuição heterogênea dos esforços na presença de gradientes de tensão. No entanto, aspectos relacionados aos parâmetros de processo (por exemplo, raio da ferramenta, direção e velocidade de estampagem) não foram investigados, o que motivou a realização do presente estudo.

2.4. Falhas induzidas por deformação plástica

2.4.1. Tipos de falhas

De acordo com BHADURI (2018), do ponto de vista da deformação, as falhas ou defeitos em operações CCM podem ser divididos em dois tipos:

- defeitos relacionados à forma e tamanho: referem-se principalmente a defeitos de estrutura externa nas peças deformadas, nas quais o fluxo de metal inadequado e a deformação não homogênea conduzem a forma e tamanho macroscópicos inapropriados (por exemplo, enrugamento, orelhamento, empenamento e desvio de forma);
- defeitos relacionados à propriedade e ao desempenho: referem-se aos defeitos da estrutura interna das peças deformadas, que são em sua maioria microscópicas e envolvem a deterioração da microestrutura dos materiais e as propriedades de desempenho dos componentes deformados (por exemplo, fraturas).

Os defeitos mais comuns em operações CCM são mostrados na FIG. 2.24.

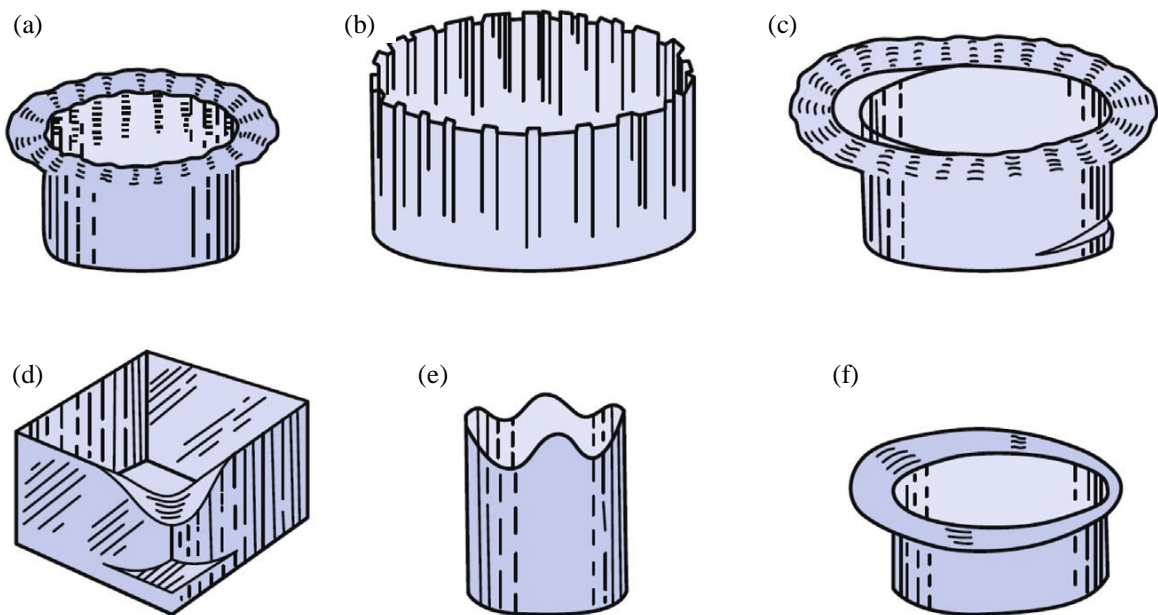


FIGURA 2.24 - Defeitos típicos na conformação de chapas metálicas: (a) enrugamento de flange; (b) enrugamento de parede; (c) fratura de aba e de fundo; (d) fratura de canto; (e) orelhamento; (f) erro ou desvio de forma (BHADURI, 2018).

Conforme discutido anteriormente, por razões práticas, em operações CCM, a chapa geralmente é deformada por carga trativa (carregamento linear) e, portanto, uma das tensões principais (ϵ_1 ou ϵ_2) deve ser positiva, ou no limite igual a zero. Levando em conta esses fatores, é útil identificar uma janela de conformação na qual a conformação da chapa sob tensão plana é possível (ausência de falha), conforme mostrado na FIG. 2.25.

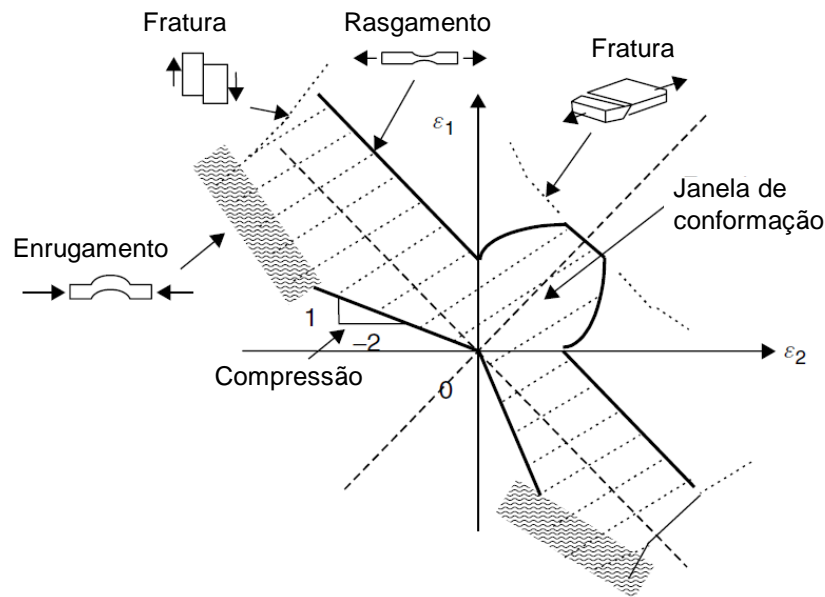


FIGURA 2.25 - Janela de conformação da chapa metálica sob o estado de tensão plana (adaptado de BHADURI, 2018).

Uma vez que o presente estudo tem como um dos objetivos a investigação da fratura por cisalhamento da chapa de aço AISI 430, uma discussão sob os mecanismos de fratura em materiais metálicos é feita na seção a seguir.

2.4.2. Mecanismos de fratura em materiais metálicos

No estudo da mecânica da fratura existem basicamente três modos de abertura de fraturas, conforme ilustrado FIG. 2.26: modo I (devido a tensões de tração), modo II (devido a tensões de cisalhamento no plano) e modo III (devido a tensões de cisalhamento na direção da espessura).

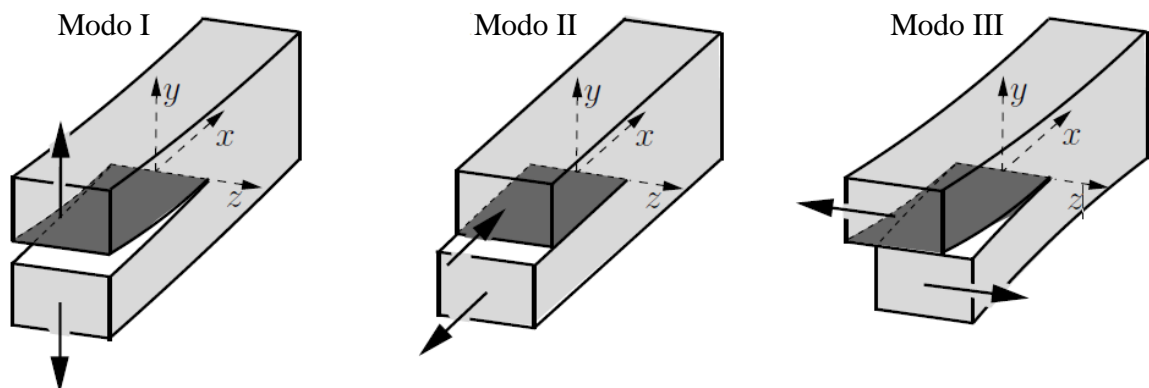


FIGURA 2.26 - Modos de abertura de fraturas: (I) devido a tensões de tração; (II) devido a tensões de cisalhamento no plano; (III) devido a tensões de cisalhamento na direção da espessura (adaptado de GROSS e SEELIG, 2011).

Durante a falha devido à fratura, um corpo é separado em duas ou mais partes. Em operações CCM, a fratura pode ser completa ou ocorrer em uma região específica da peça que está sendo conformada (por exemplo, na região dos raios). A fratura é acompanhada com a criação de novas superfícies, ou seja, com a formação de superfícies de fratura (SF). Notoriamente, a fratura pode ocorrer de dois modos distintos (BARBOSA, 2021; GROSS e SEELIG; 2011):

- fratura dúctil (FD): ocorre com deformação plástica significativa anterior à sua ocorrência e é considerada estável, ou seja, ocorre sob cargas crescentes durante a sua propagação (FIG. 2.27a);
- fratura frágil (FF): ocorre sem deformação plástica significativa anterior à sua ocorrência e é considerada instável, ou seja, ocorre quando a tensão resolvida crítica é atingida, sem necessidade do aumento de carga para manter a sua propagação (FIG. 2.27b).

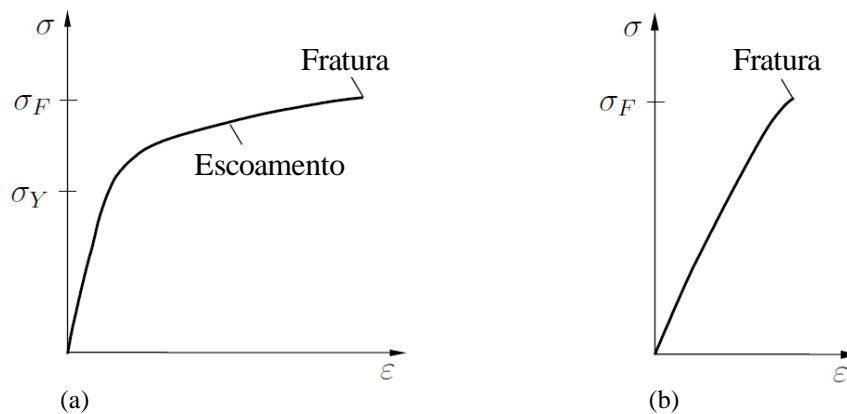


FIGURA 2.27 - Comportamento típico dos materiais metálicos: (a) fratura dúctil; (b) fratura frágil (adaptado de GROSS e SEELIG, 2011).

GROSS e SEELIG (2011) enfatizam que o comportamento dúctil ou frágil não é uma propriedade intrínseca do material, pois o estado de tensão também tem uma influência significativa sobre o seu comportamento. Para ilustrar este fato, deve-se mencionar que, em geral, um estado hidrostático de tensão não leva em consideração as deformações inelásticas da maioria dos materiais que geralmente são considerados plasticamente deformáveis. Assim, sob certas condições de carregamento, tal material pode se comportar absolutamente como frágil. De um modo geral, os micromecanismos dos diferentes tipos de fratura em materiais metálicos podem ser agrupados em (BARBOSA, 2021; EFFTING, 2004; WULPI, 1999; ANDERSON, 1995):

- fratura dúctil: tem aspecto fibroso ou rugoso, causado por deformação plástica, geralmente contendo alvéolos ou microcavidades (*dimples*), FIG. 28a. Este tipo de

fratura pode ser de tração (microcavidades equiaxiais), de cisalhamento (microcavidades alongadas) ou mista (mistura de microcavidades equiaxiais e alongadas);

- fratura frágil por clivagem: tem aspecto transgranular e facetado (separação de planos cristalinos), FIG. 28b;
- fratura frágil intergranular: tem aspecto granular e é causada por agentes fragilizantes, ou seja, sua ocorrência é indício de que ocorreu algum tipo de fragilização durante a produção ou utilização do material, FIG. 28c.

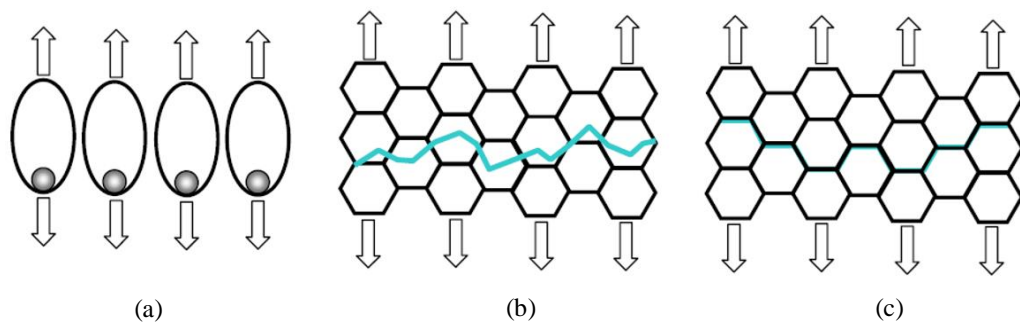


FIGURA 2.28 - Representação esquemática dos micromecanismos de fratura: (a) alveolar; (b) clivagem; (c) intergranular (EFFTING, 2004).

GURSON *et al.* (1977) observaram que a fratura dúctil de tração se origina no meio da amostra por nucleação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos ou microcavidades durante a deformação plástica. LI e FU (2019) explicam que a nucleação de vazios geralmente ocorre nas interfaces das inclusões e partículas de segunda fase, como mostrado na FIG. 2.29a. A dissociação dessas interfaces é considerada como o mecanismo dominante da nucleação de vazios. Uma vez que ocorre a nucleação, a deformação plástica adicional aumenta o tamanho dos vazios e distorce a sua forma, que é muitas vezes chamado de crescimento do vazio. Em última análise, de acordo com HAN *et al.* (2022), estes vazios ligam-se ou coalescem uns com os outros devido à deformação plástica localizada (estricção), uma trinca se origina e se propaga causando a separação, formando assim as superfícies de fratura. Por exemplo, pode ser visto na FIG. 2.29b, que os *dimples* equiaxiais foram dominantes na superfície morfológica da fratura de tração e, além disso, apresentou uma alta fração de volume de vazios causada pela máxima de tensão de tração ou fratura (σ_F).

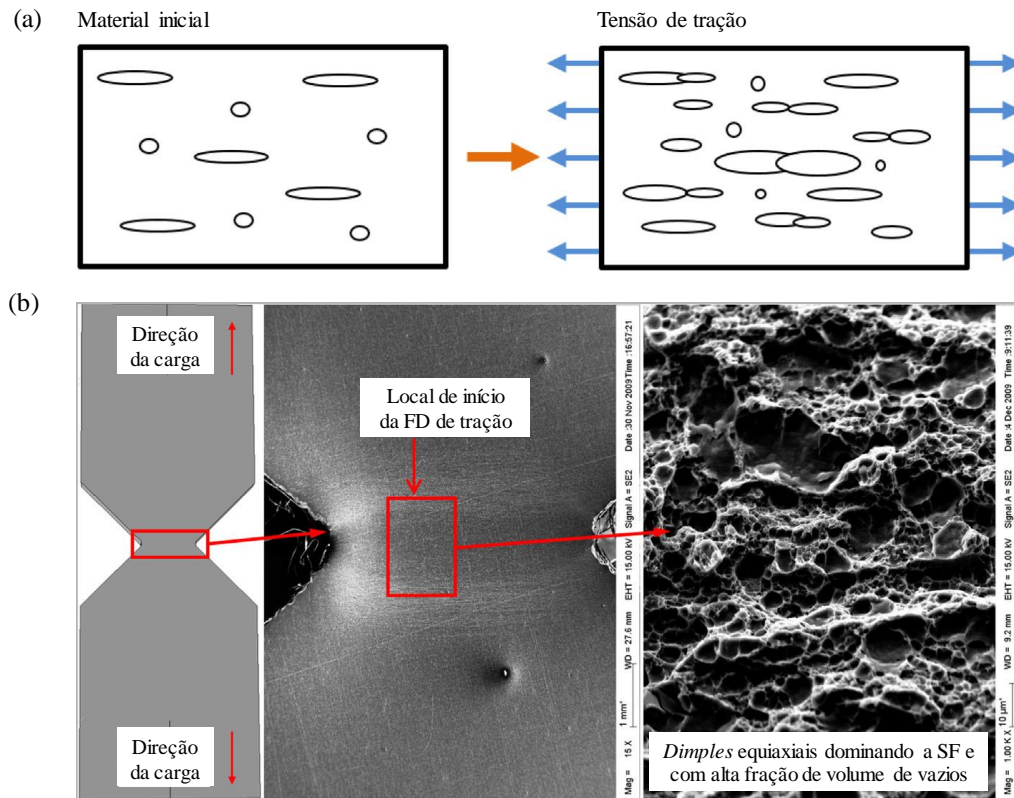


FIGURA 2.29 - Mecanismo de fratura dúctil por tração: (a) representação esquemática da evolução dos vazios sob a tensão de tração máxima (adaptado de LI e FU, 2019); (b) fratura com dimples equiaxiais dominantes causada pela tensão de tração máxima (adaptado de LI *et al.*, 2011).

Por outro lado, LI e FU (2019) destacaram que o mecanismo de fratura induzido por tensão de cisalhamento ainda é controverso. LOU *et al.* (2012) destacaram que um dos pontos principais é que a ligação desses vazios leva a danos e fraturas sob cargas dominadas por cisalhamento. Conforme pode ser visto na FIG. 2.29a, os vazios fraturados tendem a se alongar na direção da tensão de cisalhamento máxima ($\tau_{máx}$) sob vários estados de tensão. Por exemplo, AGARWAL *et al.* (2003) notaram que o modo de deformação dos vazios em ligas de alumínio é muito sensível à triaxialidade da tensão. LOU *et al.* (2018) enfatizaram que a ligação dos vazios é fortemente afetada por vários fatores, tal como a forma de vazios, espaçamento relativo entre vazios, nucleação de vazios secundários e o contato da superfície de vazios achatados em baixa ou triaxialidade de tensão negativa (ou compressiva). Em contraste à fratura de tração, LI *et al.* (2011) observaram que na fratura por cisalhamento, a trinca se inicia na borda da amostra e se propaga para o centro, como mostrado na FIG. 2.30b.

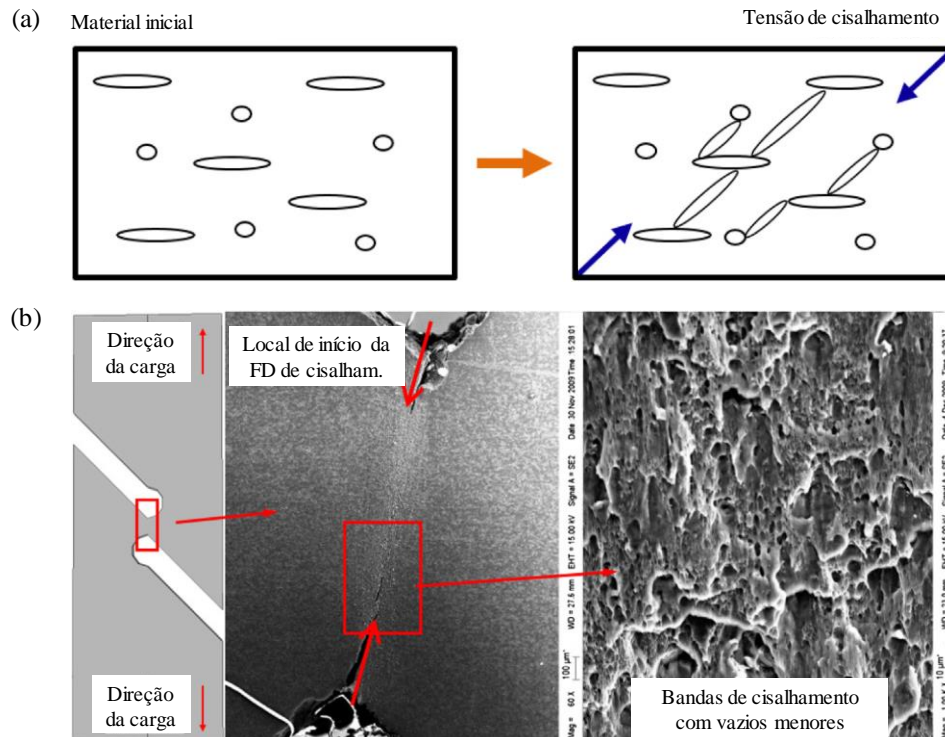


FIGURA 2.30 - Mecanismo de fratura dúctil por cisalhamento: (a) representação esquemática da ligação dos vazios de cisalhamento (adaptado de LI e FU, 2019); (b) fratura dúctil induzida por deformação de cisalhamento (adaptado de LI *et al.*, 2011).

BARBOSA (2021) enfatiza que o mecanismo de fratura por cisalhamento durante uma operação CCM não é por cisalhamento puro (por exemplo, corte de chapas), o qual resultaria em uma superfície de fratura plana praticamente sem nenhum relevo topográfico significativo, mas por deslizamento entre planos cristalográficos. De acordo com o autor, as microcavidades formadas durante a fratura por cisalhamento possuem um formato parabólico indicando a direção de cisalhamento em ambas as faces da fratura, devido ao fato de que, em cada face, o sentido do escorregamento é oposto ao que ocorre na outra face. A forma das microcavidades depende principalmente da razão entre os valores de deformação específica no vértice da trinca e da deformação do material existente à frente da trinca: quanto maior essa razão, mais alongadas serão as microcavidades.

Por outro lado, LI e FU (2019) explicaram que a fratura mista é uma condição em que os materiais são geralmente submetidos a uma mistura de tensões de tração e cisalhamento. Como os efeitos destes modos de fratura são tipicamente diferentes, isso pode levar a diferenças no modo da macrofratura, conforme foi mostrado nas FIG. 2.29b e 2.30b. No entanto, quando ocorre esta mistura de estados de tensão, os vazios que se alongam ao longo da direção da tensão

de tração máxima e de cisalhamento, a ligação dos vazios ocorrem simultaneamente, como mostrado na FIG. 2.31b.

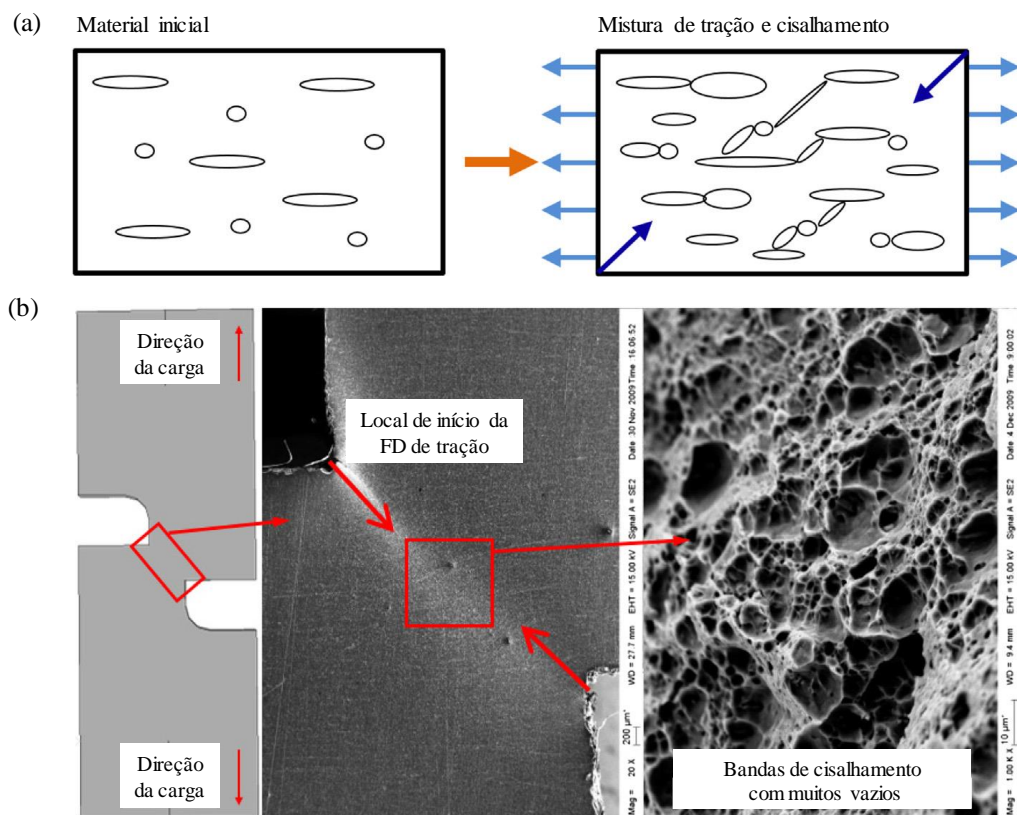


FIGURA 2.31 - Mecanismo de fratura dúctil mista: (a) representação esquemática da evolução de vazios causada por uma mistura de tensão de tração e de cisalhamento (adaptado de LI e FU, 2019); (b) fratura dúctil causada por uma mistura de tensão de tração e de cisalhamento (adaptado de LI *et al.*, 2011).

De acordo com DIETER (1986), uma característica destacada da fratura dúctil por tração em relação aos demais tipos de fratura é o fato da mesma ser precedida por uma forte redução localizada (ou estricção) na espessura ou diâmetro da amostra. A estricção começa no ponto de instabilidade plástica, onde o aumento da resistência devido ao encrramento cai para compensar a diminuição da área da seção transversal da amostra. Isso ocorre quando na máxima de tensão de tração (UTS) ou quando a deformação uniforme verdadeira se iguala ao coeficiente de encrramento, $\epsilon_u = n$. A redução de área introduz um estado triaxial de tensões nessa região, sendo que uma tensão hidrostática (σ_H) atua na região sob estricção fazendo surgir uma grande quantidade de microcavidades, o que caracteriza uma fratura dúctil típica por tração. De acordo com vários autores, a tensão hidrostática é a principal responsável pelo estado de tensão triaxial e, ao longo das últimas décadas, vem sendo amplamente estudada devido à sua influência na ductilidade dos materiais metálicos (BAO e WIERZBICKI, 2004; SUÁREZ *et al.*, 2018; LI *et al.*, 2011).

BAO e WIERZBICKI (2004) ponturam que o local de início e a forma com que ocorre a falha dúctil são fortemente influenciados pela razão de triaxialidade, conforme ilustrado na FIG. 2.32.

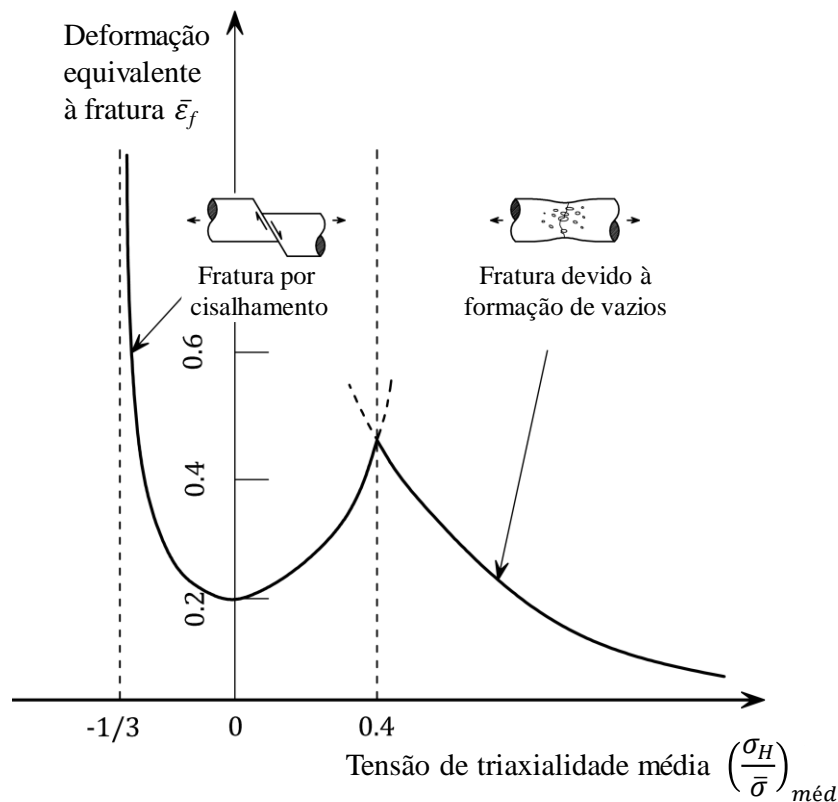


FIGURA 2.32 - Influência da triaxialidade de tensão na deformação equivalente à fratura (adaptado de BAO e WIERZBICKI, 2004).

BAO e WIERZBICKI (2004) destacaram que o nível de triaxialidade ilustrado na FIG. 2.32 define os mecanismos de falha do material: para valores de triaxialidade negativos e positivos próximos a zero, a fratura ocorre devido aos mecanismos de cisalhamento (fratura por cisalhamento); para valores positivos mais altos, o principal mecanismo de falha é o crescimento e coalescência de vazios (fratura por tração); e para valores de triaxialidade entre esses regimes, a falha ocorre pela combinação dos mecanismos de cisalhamento e coalescência de vazios (fratura mista). É possível notar ainda na FIG. 2.32, que os dois últimos mecanismos de fratura geralmente ocorrem sob baixa deformação equivalente ($\epsilon_f < 0,20$) e tensão de triaxialidade ($-1/3 < \sigma_H/\bar{\sigma} < 0,40$).

BRIDGMAN (1952) conduziu experimentos com diferentes ligas de aço e apresentou como conclusão o impacto da tensão hidrostática na deformação à fratura dos materiais, no quais níveis mais elevados da tensão hidrostática resultam em maiores alongamentos até que ocorra a falha no material. Segundo RICE e TRACEY (1969), a tensão hidrostática atua como fator

regulatório das taxas de nucleação de vazios. Nas solicitações compressivas, este parâmetro contribui para o fechamento dos vazios no material, enquanto para solicitações trativas o seu efeito colabora com a nucleação e crescimento dos vazios. Além disso, de acordo com HANCOCK e MACKENZIE (1976), a fratura dúctil por tração se inicia nos locais onde os níveis da tensão hidrostática são máximos, enquanto a fratura dúctil por cisalhamento onde é mínima e próxima de zero.

NIELSEN e MARTINS (2021) destacaram que, no caso de chapas metálicas, a redução de espessura e a deformação limite de fratura na espessura podem ser determinadas pelas EQ. 15 e 16, respectivamente.

$$R_f = \frac{t_0 - t_f}{t_f} \quad (15)$$

$$\varepsilon_{3f} = \ln(1 - R_f) \quad (16)$$

onde R_f é a redução de espessura, t_0 é a espessura inicial da amostra, t_f é a espessura final da na região de fratura e ε_{3f} é a deformação limite de fratura na espessura.

2.5. Tribologia na conformação de chapas metálicas

2.5.1. Estado da arte

Tribologia é o ramo da ciência que estuda a interação entre as superfícies com movimento relativo, incluindo o estudo do atrito, desgaste e lubrificação. Este ramo da ciência incorpora várias disciplinas, como física e química de superfícies, mecânica dos fluidos, materiais, mecânica de contato e sistemas de lubrificação. Conforme mostrado na FIG. 2.10, os fatores associados à tribologia e engenharia de superfície são bastantes influentes na conformabilidade da chapa metálica, pois afetam a distribuição da deformação em várias regiões das ferramentas, na produtividade e na qualidade final do produto (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017; KIRKHORN *et al.*, 2013; DAVIM, 2013; RABINOWICZ, 1995).

A deformação plástica na maioria dos processos CCM baseia-se no movimento relativo entre a chapa e a ferramenta, interação que gera forças de atrito. Conforme descrito pela EQ. 17, a razão entre a força de atrito (F) e a carga normal (N) é conhecida como coeficiente de atrito (μ).

$$\mu = \frac{F}{N} = \frac{\tau A_r}{p A_r} = \frac{\tau}{p} \quad (17)$$

onde τ é a resistência ao cisalhamento da junção, p é a tensão normal ou pressão de contato, e A_r é a área de contato real entre as tribossuperfícies.

De acordo com HUTCHINGS e SHIPWAY (2017), para uma aspereza deformada plasticamente, a tensão normal (p) é equivalente à dureza do material (H), logo, o coeficiente de atrito descrito pela EQ. 17 pode ser substituído pela EQ. 18.

$$\mu = \frac{\tau}{H} \quad (18)$$

A natureza e a resistência da interface são os fatores mais significativos na magnitude do atrito. Uma interface forte requer uma alta força de atrito para o movimento relativo. A EQ. 18 indica que o coeficiente de atrito pode ser reduzido diminuindo a tensão de cisalhamento (por exemplo, colocando um filme de baixa resistência ao cisalhamento na interface de contato) e/ou aumentando a dureza do par tribológico. Uma vez que as junções das asperezas falham por ruptura no material mais fraco, logo, pode-se tomar a tensão de cisalhamento, em uma primeira aproximação, como a resistência ao cisalhamento desse material, onde H é a dureza de indentação do mesmo material. Para metais, a dureza de indentação é cerca de três vezes a tensão de escoamento do material obtida no ensaio de tração uniaxial, $H \approx 3S_y$ (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017; RABINOWICZ, 1995).

De acordo com KALPAKJIAN e SCHMID (2014), em processos CCM, o atrito não segue, em geral, as três leis básicas de atrito associado ao atrito de Coulomb. Nos processos de conformação de massa, a força de atrito não é proporcional à força normal, o coeficiente de atrito não é uma constante e o atrito depende da velocidade deslizamento para uma série de casos e materiais. Por exemplo, o atrito diminui com o aumento da velocidade no processo de laminação de chapas metálicas. O mecanismo real do atrito de deslizamento ocorre em um nível microscópico, significando que as teorias tribológicas sobre o atrito levam em conta diversos fatores, por exemplo, o desprendimento de fragmentos metálicos que causam desgaste abrasivo e a constante mudança da topografia das superfícies durante o processo de deformação plástica.

Neste contexto, TRZEPIECINSKI (2019) e MASTERS *et al.* (2013) demonstraram que coeficiente de atrito aumenta com o aumento do alongamento relativo sob contato seco e lubrificado devido ao aumento da rugosidade na superfície da tira metálica. De acordo com os autores, o alongamento relativo pode ser determinado pela EQ. 19.

$$\varepsilon_r = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100\% \quad (19)$$

onde ε_r é o alongamento relativo, l_0 é o comprimento inicial da tira antes da deformação e l_f é o comprimento final da tira após sua deformação plástica ou alongamento relativo.

STEINHILPER e SAUER (2008) sublinham, que de uma forma geral, em operações CCM, o coeficiente de atrito (μ) é controlado basicamente por dois mecanismos de atrito: adesão (μ_{ad}) e deformação (μ_{def}), como ilustrado na FIG. 2.33.

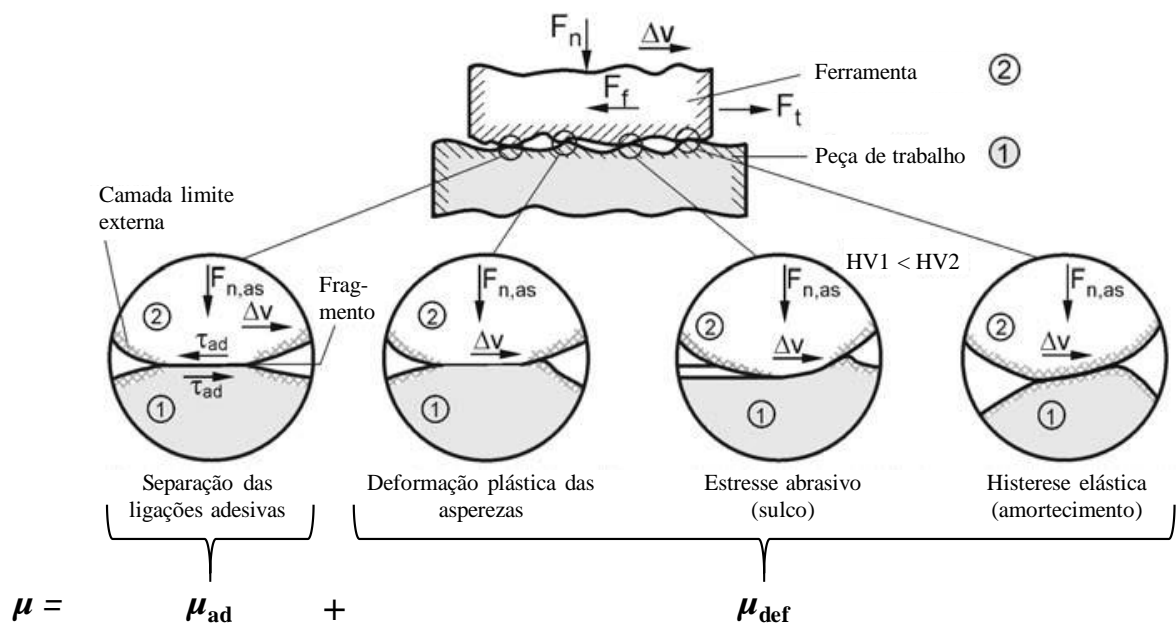


FIGURA 2.33 - Mecanismos básicos de atrito de uma perspectiva microscópica (adaptado de STEINHILPER e SAUER, 2008).

Os termos empregados na FIG. 2.33 são: F_n = força normal na área de contato nominal, F_f = força de atrito entre a peça e a ferramenta, F_t = Força tangencial, $F_{n,as}$ = força normal no contato das asperezas, Δv = velocidade relativa, τ_{ad} = tensão de cisalhamento para cortar uma ligação adesiva e HV = dureza Vickers.

STEINHILPER e SAUER (2008) explicam que a adesão é um mecanismo de atrito atômico/molecular e seu efeito em relação ao atrito é baseado no fato de que as superfícies de contato reais constroem ligações atômicas ou moleculares durante o movimento relativo para serem separadas novamente, resultando em perda de energia. Uma vez que a dureza da chapa (HV1) é menor do que a da ferramenta (HV2), a deformação plástica das asperezas, sulcamento e amortecimento podem ser atribuídas aos mecanismos de atrito causados mecanicamente. No caso de deformação plástica e sulcamento, o efeito de atrito é atribuído principalmente ao deslocamento de asperezas sobrepostas. Por outro lado, a histerese é baseada no atrito interno e tem um efeito de amortecimento.

De acordo com TRZEPIECINSKI (2022), com baixa rugosidade da chapa, o mecanismo dominante é a adesão de superfícies, enquanto com alta rugosidade, o mecanismo de achatamento das asperezas dominam o tribocontato, e a intensidade desse mecanismo aumenta com o aumento da rugosidade da superfície da chapa deformada e com uma dureza muito mais baixa do que o material da ferramenta. É importante enfatizar que os diferentes mecanismos de atrito ilustrados na FIG. 2.33 não ocorrem isoladamente, mas através de uma superposição de mecanismos que são difíceis de quantificar e controlar. Por exemplo, BOWDEN e TABOR (1986) ponturam que os mecanismos de adesão e deformação plástica são fortemente influenciados pelo crescimento da junção e encruamento das asperezas, respectivamente. Essa superposição ocorre em proporções não detectáveis e varia ao longo do tempo e lugar, tornando quase impossível calcular o atrito e desgaste.

Geralmente, os tribologistas (HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017; BRUSHAN, 2013; RABINOWICZ, 1995) diferenciam a área de contato real (A_r) da área de contato aparente (A), isto porque a verdadeira área de contato, representado pelas asperezas de ambas as superfícies, é uma porcentagem muito pequena da área de contato aparente, e porque as tensões tangenciais causadas pelo atrito são diretamente proporcionais à área de contato real. A área de contato aparente leva em conta as dimensões geométricas da superfície de contato, incluindo quaisquer vazios ou porções sem contato de um elemento sólido, daí a diferença entre ambas as áreas.

A força de atrito como uma função da força normal e o campo de aplicação para diversos processos de fabricação são mostrados na FIG. 2.34. É possível notar, quando o valor de A_r aproxima de A , que a força de atrito atinge um valor máximo e depois se estabiliza. BLAU (2009) explica que este regime estacionário interfacial das condições tribológicas é devido ao polimento da superfície mais macia pela mais dura, causando o aumento da área de contato real.

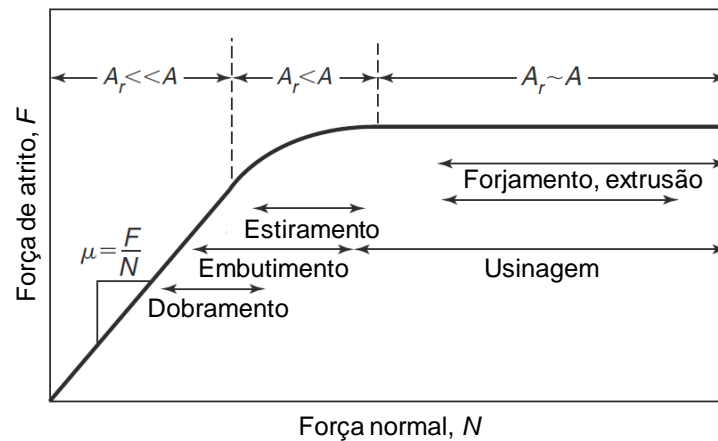


FIGURA 2.34 - Diagrama da força de atrito como uma função da força normal e campo de aplicação para diversos processos de fabricação. Os intervalos indicados são para casos não lubrificados (adaptado de KALPAKJIAN e SCHMID, 2014).

No processo de estampagem profunda existem especificamente seis regiões de contato sólido e com movimento relativo entre a chapa e a ferramenta, como ilustrado na FIG. 2.35. As exigências sobre a condição de atrito nestas regiões podem variar dependendo do tipo de peça sendo estampada e do processo de conformação utilizado.

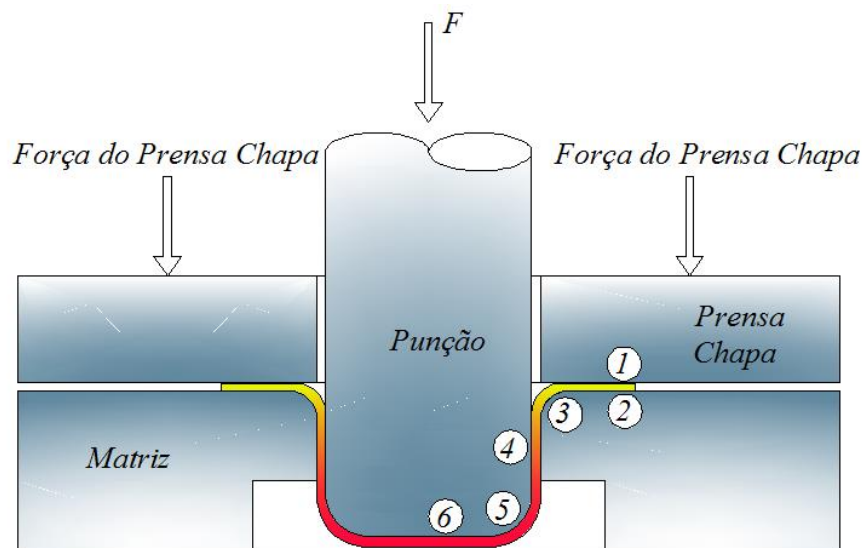


FIGURA 2.35 - Regiões de atrito na estampagem por embutimento (MAGALHÃES, 2005).

Uma breve descrição do comportamento tribológico das regiões de atrito indicadas na FIG. 2.35 é feita a seguir (CORA *et al.*, 2012, TER HAAR, 1996; MAGALHÃES, 2005):

- regiões 1 e 2: referem-se às regiões de contato entre chapa/prensa-chapa e matriz/chapa, respectivamente. As deformações são preferencialmente baixas e a pressão nominal deve ser baixa, pois o atrito nessas regiões tem uma parcela importante para reduzir as forças de estampagem;

- região 3: refere-se à região de contato entre o raio da matriz/chapa. Nessa região, a chapa é dobrada e desdobrada e, geralmente, as deformações são as maiores possíveis e as pressões nominais são muito altas, na ordem de 100 MPa. O atrito nessa região exerce também uma influencia no processo, pois, se for muito alto, tende a aumentar demasiadamente a força de estampagem, aumentando a probabilidade de fratura da peça;
- região 4: refere-se à região de contato entre a parede do punção/chapa. Conforme salientado, nessa região, a chapa é estirada, mas não ocorre um contato real se a folga for bem dimensionada. As velocidades de deslizamento praticadas nesta região são altas, da ordem de 1,0 m/s;
- região 5: refere-se à região de contato entre o raio punção/chapa. O atrito nessa região deve ser suficientemente alto para garantir que a chapa acompanhe o movimento do punção. O aumento do atrito nessa região aumenta o limite de estampabilidade da chapa;
- região 6: refere-se à região de contato entre o fundo punção/chapa, sendo sujeita a um pequeno estiramento. O atrito nessa região não influencia no processo, mas pode ocorrer ou não uma pequena variação da espessura no fundo da peça em relação à espessura inicial da chapa. As velocidades de deslizamento são relativamente baixas, da ordem de 0,01 m/s.

De uma forma geral, o atrito possui um efeito deletério nos processos de estampagem e uma boa compreensão dos parâmetros que afetam o atrito é essencial para controlar as condições tribológicas, logo, é possível mitigar a ocorrência de defeitos ou problemas, tal como a formação de trincas, fraturas, rugas, desgaste da ferramenta e degradação do aspecto visual das peças. EVIN *et al.* (2014, 2016) salientam que a determinação precisa da influência de um único parâmetro nas características tecnológicas é ambígua, pois parâmetros únicos mudam de um caso para outro e sua participação em operações CCM também mudam, dificultando a obtenção de coeficientes de atrito exatos para uma combinação de materiais.

Devido a estes motivos que, ao longo dos anos, pesquisadores de todo o mundo têm feito esforços para aumentar a compreensão do atrito e dos parâmetros envolvidos nas operações CCM. Na FIG. 2.36 é mostrado o esquema de um sistema tribológico em operações CCM bem como os parâmetros que afetam o atrito e a lubrificação.

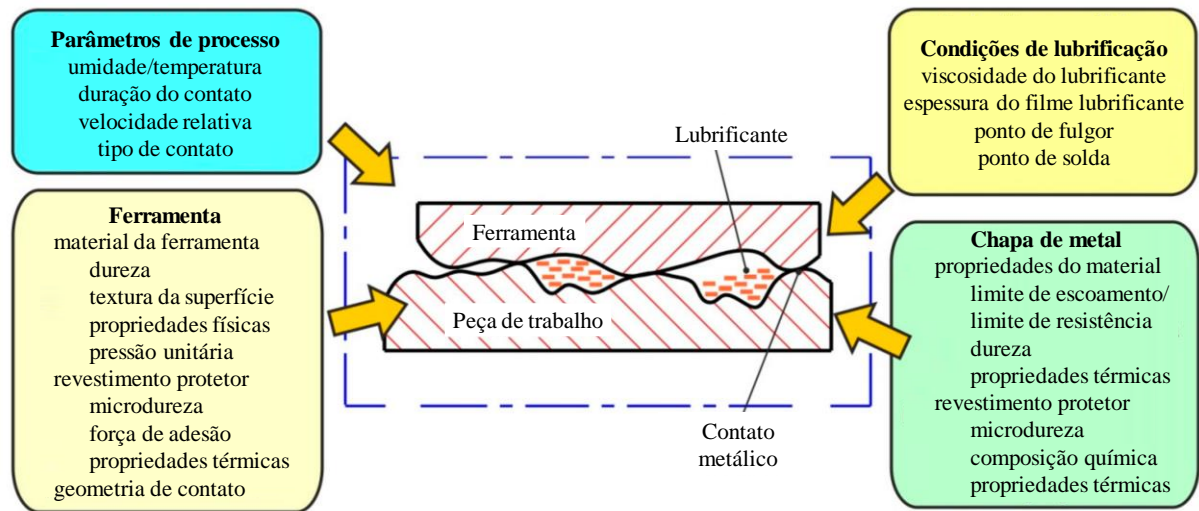


FIGURA 2.36 - Esquema de um sistema tribológico na conformação de chapas metálicas (adaptado de TRZEPIECINSKI e LEMU, 2020).

Conforme pode ser visto na FIG. 2.36, a presença de um lubrificante é de fundamental importância em tribossistema de operações CCM, pois parte-se do princípio de que o lubrificante é todo ou qualquer material sólido ou líquido de baixa resistência ao cisalhamento, cuja função é a de manter separadas as superfícies da ferramenta (punção e matriz) do material a conformar, reduzindo o atrito. Por isso, o desempenho dos lubrificantes pode ter um impacto significativo nas operações CCM, como em algumas aplicações de embutimento e estiramento. Parâmetros como viscosidade, molhabilidade, uso de aditivos de extrema pressão e refrigeração eficiente podem afetar significativamente a vida da ferramenta, qualidade da peça, limite de conformação e em geral a produtividade. Por exemplo, um lubrificante para ser usado em operações CCM deve possuir boa viscosidade para que apresente alta resistência a cargas normais e escoamento fácil na direção tangencial. Além disso, deve ser capaz de prolongar a vida útil das ferramentas, ter excelente capacidade de refrigeração e secagem rápida, evitar manchas ou corrosão das peças metálicas.

Na FIG. 2.37 é mostrada a curva de Stribeck, a qual é um conceito fundamental no campo da tribologia. Essa curva mostra que o atrito em contatos lubrificadas com fluido é uma função não linear do número de Hersey, ou seja, da carga de contato (p), da viscosidade do lubrificante (η) e da velocidade de entrada (v) do lubrificante. Portanto, qualquer variação em algum destes parâmetros implica em uma mudança no regime de lubrificação e, conseqüentemente, no comportamento do atrito (ALTAN e TEKKAYA, 2012; HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017).

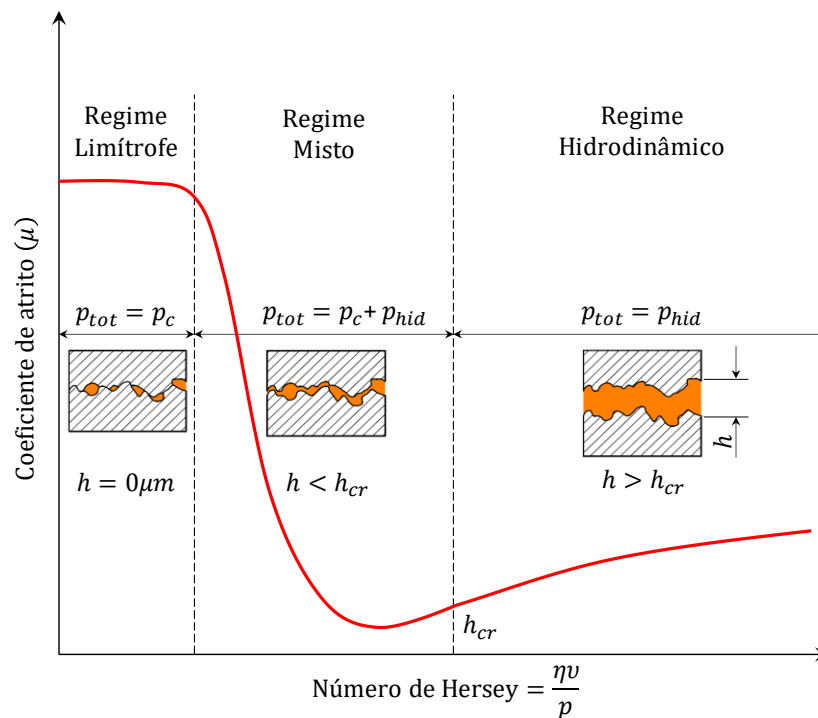


FIGURA 2.37 - Curva de Stribeck mostrando os diferentes regimes de lubrificação (p_{tot} = pressão total, p_c = pressão de contato sólido, p_h = pressão hidrodinâmica, h = espessura do filme lubrificante, h_{cr} = espessura crítica) (o autor, 2022).

Uma descrição dos diferentes regimes de lubrificação indicados na FIG. 2.37 é feita a seguir (ALTAN e TEKKAYA, 2012; DAVIM, 2012):

- **atrito seco:** significa que não existe uma lubrificação externa na interface de contato, o que aumenta drasticamente o atrito e desgaste. Esta condição é frequentemente usada quando a conformabilidade do material é grande o suficiente para formar uma peça com geometria simples sem lubrificantes ou quando a condição de atrito não influencia significativamente na qualidade da peça;
- **lubrificação limite ou limítrofe:** é observada quando a película protetora ou filme lubrificante apresenta uma espessura mínima do ponto de vista prático, podendo ser a nível “monomolecular”, a qual é desenvolvida graças a essas moléculas depositadas nas superfícies de contato. Quando essa película é destruída, ocorre o atrito seco e, por conseguinte, o desgaste da peça;
- **lubrificação mista:** é a condição de lubrificação mais encontrada em processos CCM, sendo chamada de mista devido ao fato dos picos e vales da interface de contato experimentarem diferentes regimes de lubrificação. Os picos das asperezas na superfície do metal experimentam condições de lubrificação limite e os vales ou microvazios cheios de lubrificante (bolsões de óleo) experimentam condições de lubrificação hidrodinâmica, o qual suportam parte da carga normal;

- lubrificação hidrodinâmica: ocorre quando as superfícies em movimento são separadas por uma camada de fluido de espessura apreciável e, em condições ideais, não deverá apresentar desgaste metálico entre as peças. Sendo assim, a resistência ao movimento (o atrito) deve-se inteiramente pela viscosidade do filme de lubrificante no tribocontato. Dificilmente ocorre nas operações CCM, pois maior que seja a velocidade, ocorre mais de um regime de lubrificação devido à variação da alta carga normal.

A EQ. 20 introduzida por TRZEPIECINSKI *et al.* (2015) tem sido amplamente usada para examinar a eficácia da lubrificação em processos CCM.

$$L_e = \frac{\mu_s - \mu_l}{\mu_s} \times 100\% \quad (20)$$

onde L_e é o índice de eficácia da lubrificação, μ_s é o coeficiente de atrito determinado sob condições secas e μ_l é o coeficiente de atrito determinado na presença do lubrificante.

2.5.2. Ensaio simulativos de atrito

Até o presente momento, nenhum método universal foi desenvolvido para determinar o coeficiente de atrito em todas as áreas de uma peça estampada. Isso é atribuído aos diferentes tipos de contato entre a chapa e a ferramenta, conforme ilustrado na FIG. 2.38, o qual produzem diferentes pressões, estado de tensões e velocidades de deslocamento nas áreas individuais da peça estampada.

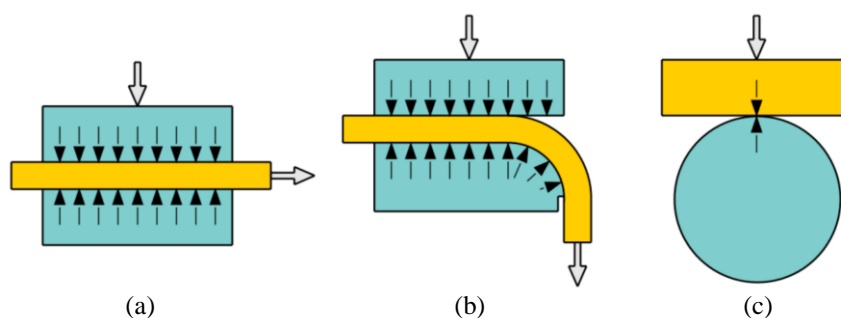


FIGURA 2.38 - Tipos de contato entre a chapa e a ferramenta: (a) Contato plano; (b) Deslizamento sobre uma parte curva da ferramenta; (c) Contato deslizante linear (TRZEPIECINSKI e LEMU, 2020).

Devido a estes diferentes tipos de contato, uma série de ensaios tribológicos foram desenvolvidos para simular as condições de atrito com vista a atender as necessidades dos

processos CCM. Recentemente, TRZEPIECINSKI e LEMU (2020) forneceram uma revisão bastante abrangente no que tange aos recentes desenvolvimentos e tendências nos ensaios de atrito para CCM convencional e incremental, conforme mostrado na FIG. 2.39.

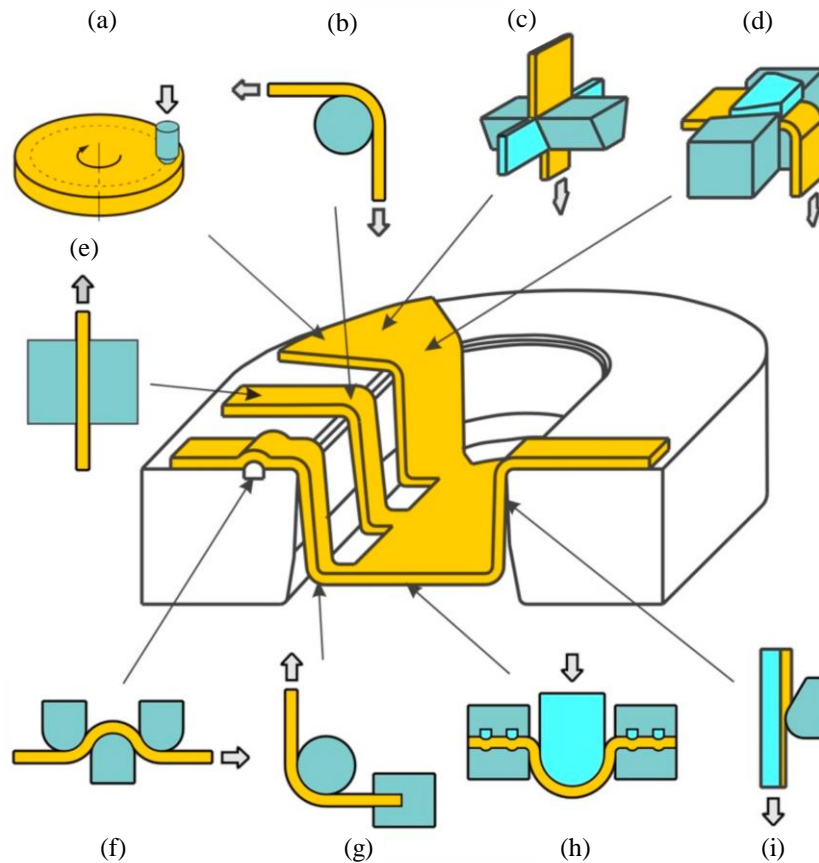


FIGURA 2.39 - Ensaios tribológicos representando as condições de atrito nas áreas específicas da peça estampada: (a) tribômetro de pino sobre disco; (b) dobramento sob tensão ou BUT; (c) estampagem com compressão tangencial; (d) dobramento com compressão tangencial; (e) ensaio de estampagem de tira plana; (f) ensaio de freio de estampagem; (g) ensaio de tração de tira ou STT; (h) estiramento hemisférico; (i) ensaio de redução de tira (TRZEPIECINSKI e LEMU, 2020).

Por outro lado, BAY *et al.* (2008) dividiram os ensaios de atrito em relação ao valor da pressão normal, expansão da superfície e comprimento de deslizamento em três grupos:

- ensaios de dobramento sob tensão com suaves condições tribológicas, com médias pressões normais, com baixas velocidades de deslizamento e sem expansão da superfície;
- ensaios de freios de estampagem com médias a altas pressões normais, médios comprimentos de deslizamento e nenhuma expansão da superfície;
- ensaios de redução de tira com altas pressões normais, baixo comprimentos de deslizamento e expansão de superfície.

Nas últimas décadas, o tribossimulador utilizado na execução do ensaio BUT (FIG. 2.39b) ganhou grande destaque em estudos tribológicos de processos CCM, principalmente, pelo fato de simular as condições de contato presentes na região dos raios (matriz e punção) em operações de estampagem profunda, com boa precisão e semelhança ao processo real. EVIN *et al.* (2016) destacaram que os resultados podem ser usados como dados de entrada em *softwares* de simulação para melhorar a precisão na pré-produção das peças e, conseqüentemente, melhorar a produtividade e qualidade dos produtos. Originalmente, este ensaio foi desenvolvido por LITTLEWOOD e WALLACE (1964) para simular o contato e a deformação plástica de uma chapa metálica sob uma ferramenta cilíndrica. Durante o ensaio, a tira metálica é forçada a deslizar sobre a ferramenta por meio de dois atuadores hidráulicos dispostos em um ângulo de 90°, sendo que os esforços de dobramento e estiramento são predominantes, conforme mencionado anteriormente.

Devido ao controle independente de ambas as garras, este tribossimulador tem possibilitado que outros tipos de ensaios conformabilidade seja realizado, tal como os ensaios STT (FIG. 2.39g), DBS e DBF. Além disso, este tipo de tribossimulador tem sido usado em estudos de caracterização e desempenho de lubrificantes, revestimentos superficiais, retorno elástico, processamento inadequado e fratura de materiais metálicos (VEGA *et al.*, 2019; TRZEPIECINSKI, 2020; FOLLE, 2010; WAGONER *et al.*, 2013; CARDEN *et al.*; 2002; SUNG, 2010; SUNG *et al.*, 2012; LUO e WIERZBICKI, 2010; SHIH *et al.*, 2009; SHIH e SHI, 2008).

No entanto, existem algumas variantes deste ensaio, implicando em diversas equações matemáticas para o cálculo do coeficiente de atrito. A este respeito, na TAB. 2.4, é mostrada de forma sintética as principais equações encontradas na literatura para o cálculo do coeficiente de atrito no ensaio BUT e suas variantes utilizando ferramenta cilíndrica.

TABELA 2.4 - Equações usadas para calcular o coeficiente de atrito no ensaio BUT com pino cilíndrico.

Resumo da abordagem/Referência	Equação*	Número da Equação
Equação da polia; pinos fixos; ângulo de dobramento de 90° (SWIFT, 1948; DUNCAN <i>et al.</i> , 1978)	$\mu = \frac{2}{\pi} \ln \left(\frac{F_1}{F_2} \right)$	21
Considera a equação da polia; medição diferencial das forças atuantes; pinos livres e fixos; considera a força de dobramento, o raio do pino e a espessura da chapa; ângulo de dobramento de 90° (SULONEN <i>et al.</i> , 1981)	$\mu = \frac{2}{\pi} \left(1 + \frac{t_0}{2R} \right) \ln \left(\frac{F_1 - F_b}{F_2} \right)$	22

continua

Resumo da abordagem/Referência	Equação*	Número da Equação
Despreza a equação da polia; considera a medição diferencial das forças atuantes; despreza o raio do pino e a espessura da chapa; considera a força de dobramento; ângulo de dobramento variável θ (WILSON <i>et al.</i> , 1991)	$\mu = \frac{2}{\theta} \left(\frac{F_1 - F_2 - F_b}{F_1 + F_2} \right)$	23
Considera a equação da polia; medição diferencial das forças atuantes; pinos livres e fixos; considera a força de dobramento (VALLANCE e MATLOCK, 1992)	$\mu = \frac{2}{\pi} \ln \left(\frac{F_1 - F_b}{F_2} \right)$	24
Considera a equação da polia; medição diferencial das forças atuantes; pinos livres e fixos; ângulo de dobramento variável θ (WAGONER <i>et al.</i> , 1994)	$\mu = \left[\frac{1}{\theta} \ln \left(\frac{F_1}{F_2} \right) \right]_{fixo} + \left[\frac{1}{\theta} \ln \left(\frac{F_1}{F_2} \right) \right]_{livre}$	25
Despreza a equação da polia; elimina o ensaio com pino livre; considera o torque induzido por atrito no pino fixo; ângulo de dobramento variável (SNIKERS, 1996)	$\mu = \frac{F_0 d / R}{\sqrt{F_1^2 + F_2^2 + (F_0 d / R)^2}}$	26
Despreza a equação da polia; medição diferencial das forças atuantes; pinos livres e fixos; considera a força de dobramento, o raio do pino e a largura da chapa; ângulo de dobramento de 90° (SUBE, 2000)	$\mu = \frac{F_1 + F_2 - F_b}{2wR}$	27
Despreza a equação da polia; elimina o ensaio com pino livre; considera o torque induzido por atrito no pino fixo; ângulo de dobramento de 90° (ANDREASEN <i>et al.</i> , 2006)	$\mu = \frac{\tau}{p} = \frac{4T}{\pi R (F_1 + F_2)}$	28
Considera a equação da polia; pinos fixos; medição direta das forças atuantes; considera a força de dobramento; ângulo de dobramento variável θ (HASSAN <i>et al.</i> , 2013)	$\mu = \frac{1}{\theta} \ln \left(\frac{F_1}{F_1 + F_b} \right)$	29
Despreza a equação da polia; elimina o ensaio com pino livre; considera a força vertical e o torque induzido por atrito no pino fixo (FOLLE e SHAEFFER, 2019)	$\mu = k \frac{F_V}{TR}$	30

*onde:

F_1 = Força de atuação, pino fixo

F_2 = Força de contratensão, pino fixo

F_1^* = Força de atuação, pino livre

F_2^* = Força de contratensão, pino livre

F_b = Força de dobramento

θ = Ângulo de dobramento

R = Raio do pino do dobramento

t = Espessura da chapa

w = Largura da chapa

$F_0 d = T$ = Torque induzido por atrito

F_V = Força vertical

k = Coeficiente de ajuste

Conforme descrito por ANDREASEN *et al.* (2006), FOLLE e SHAEFFER (2019), TRZEPIECINSKI e LEMU (2020), a EQ. 28 foi introduzida a partir da razão entre a resistência ao cisalhamento da junção (EQ. 31) e a pressão de contato entre as tribossuperfícies (EQ. 32).

$$\tau = \frac{2T}{\pi w R^2} \quad (31)$$

$$p = \frac{F_1 + F_2}{2wR} \quad (32)$$

Conforme mostrado no TAB. 2.4, algumas equações consideram a força de dobramento (F_b) no cálculo do coeficiente de atrito. NANAYAKKARA *et al.* (2005) demonstraram que a força de dobramento tem um efeito significativo na análise de atrito e, portanto, não deve ser negligenciada. De acordo com VALLANCE e MATLOCK (1992), a força necessária (F_1) para fazer a chapa se movimentar sobre pino de dobramento é descrita pela EQ. 33.

$$F_1 = F_2 + F_b + F_f \quad (33)$$

onde F_f é a força de atrito.

Basicamente, existem dois métodos para determinar a força de dobramento: experimentalmente e analiticamente. O primeiro refere-se às medições diferenciais das forças atuantes em cada lado da tira metálica usando dois ensaios sequenciais: um com pino fixo (travado para não girar em torno do seu eixo de rotação) e outro com pino livre (gira livremente em torno do seu eixo de rotação). Uma vez que o pino livre gera uma condição de atrito mínimo, logo, a força necessária para fazer a chapa deslizar sob o pino é devida exclusivamente à força de dobramento, conforme descrito pela EQ. 2.34.

$$F_b = F_1^* - F_2^* \quad (34)$$

O segundo método para determinar a força de dobramento consiste em utilizar a EQ. 35 introduzida por SWIFT (1948). Por exemplo, PUROHIT *et al.* (2015) utilizaram esta equação para determinar a força de dobramento durante a investigação dos danos superficiais de chapas metálicas revestidas com polímero em ensaio BUT.

$$F_b = \frac{S_y t^2 w}{2R} \quad (35)$$

Na FIG. 2.40a é mostrada a representação esquemática do processo de estampagem profunda ou embutimento. Quando $V_1 \geq V_2 \neq 0$, simula-se a mecânica da deformação plástica da chapa durante seu deslizamento sobre o raio da matriz, conforme ilustrado na FIG. 2.40b (ensaio BUT). De acordo com FOLLE e SHAEFFER (2019), durante o dobramento da tira metálica (t)

em torno do raio do pino de dobramento (R), a força frontal (F_1) é aplicada em uma extremidade para gerar o movimento relativo, enquanto na outra extremidade, uma força contrária (F_2) é aplicada para gerar restrição ao seu movimento. Em contraste, quando $V_1 > V_2 = 0$, simula-se a mecânica da deformação plástica da chapa durante seu deslizamento sobre o raio do punção, conforme ilustrado na FIG. 2.40c (ensaio STT). De acordo com TRZEPIECINSKI e LEMU (2020) e SNIKERS (1996), este ensaio é comumente conhecido como ensaio de tração de tira ou STT (*Strip-Tension Test*), ou dobramento sob tensão de tira. Durante a execução do ensaio, um lado da tira se move com velocidade constante durante a aplicação da força frontal (F_1), enquanto a outra extremidade permanece fixa (F_2). O ângulo entre as forças atuantes é chamado de ângulo de dobramento, neste caso é de 90° .

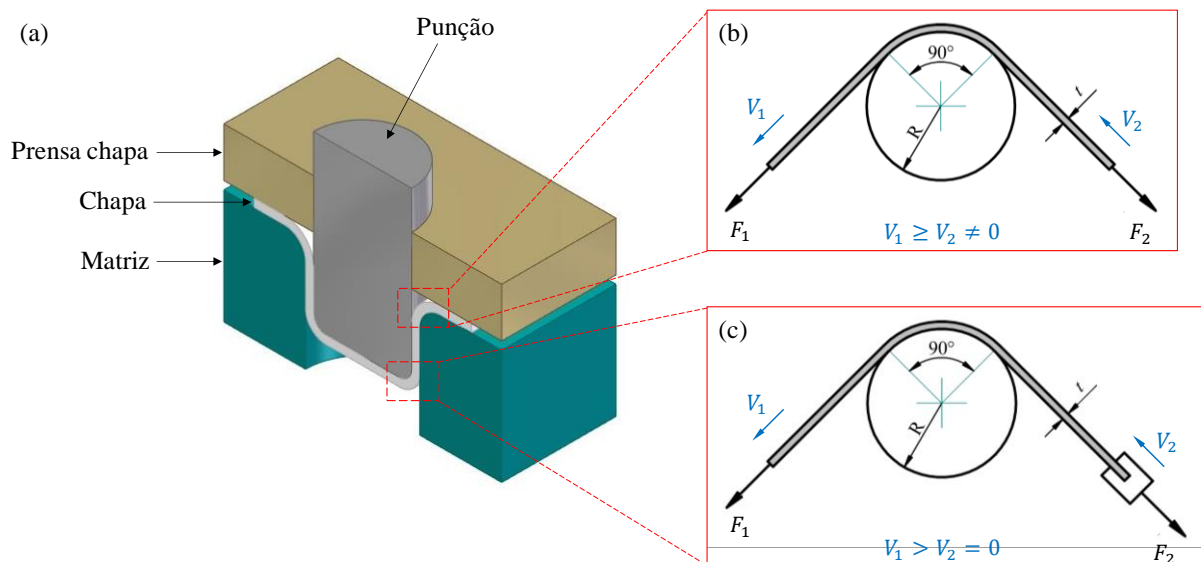


FIGURA 2.40 - Representações esquemáticas: (a) processo de estampagem profunda; (b) ensaio BUT; (c) ensaio STT (o autor, 2022).

SNIKERS (1996) enfatizou que um dos pontos de partida na determinação de bons resultados de atrito em processos CCM, é que o ensaio deve ser capaz de determinar o coeficiente de atrito em um único experimento. Na opinião do autor, além das razões econômicas, a principal objeção a ser feita aos os coeficientes de atrito derivados de mais de um experimento, é que quando são utilizados experimentos duplos, um na presença de atrito e outro na ausência de atrito, os ensaios não são idênticos. A diferença não é apenas o atrito, mas também as mudanças devido a diferentes deformações causadas por vários níveis de tensão.

Ao longo dos anos, diversos dispositivos ou tribossimuladores foram desenvolvidos para avaliação do atrito na conformabilidade de chapas metálicas. No que diz respeito aos aspectos

construtivos do tribossimulador para execução do ensaio BUT, o mesmo pode ser classificado em:

- dispositivo adaptado numa máquina universal de ensaios: este conceito consiste em aproveitar toda a estrutura, automação e instrumentação de uma máquina universal de ensaios para o projeto e montagem de um dispositivo para ensaios BUT, reduzindo o tempo e o custo de projeto. Entretanto, existe um risco iminente de danificar ambos os equipamentos e, além disso, na maioria das vezes, não é possível utilizar a máquina universal de ensaios para outra finalidade quando o dispositivo BUT estiver montado nela e de utilizar amostras com geometrias maiores. Vários pesquisadores adotaram este conceito, por exemplo, VALLANCE e MATLOCK (1992) (FIG. 2.41), LOVELL (2006), HAO *et al.* (1999), ANDREASEN *et al.* (2006), EVIN *et al.* (2014), dentre outros.

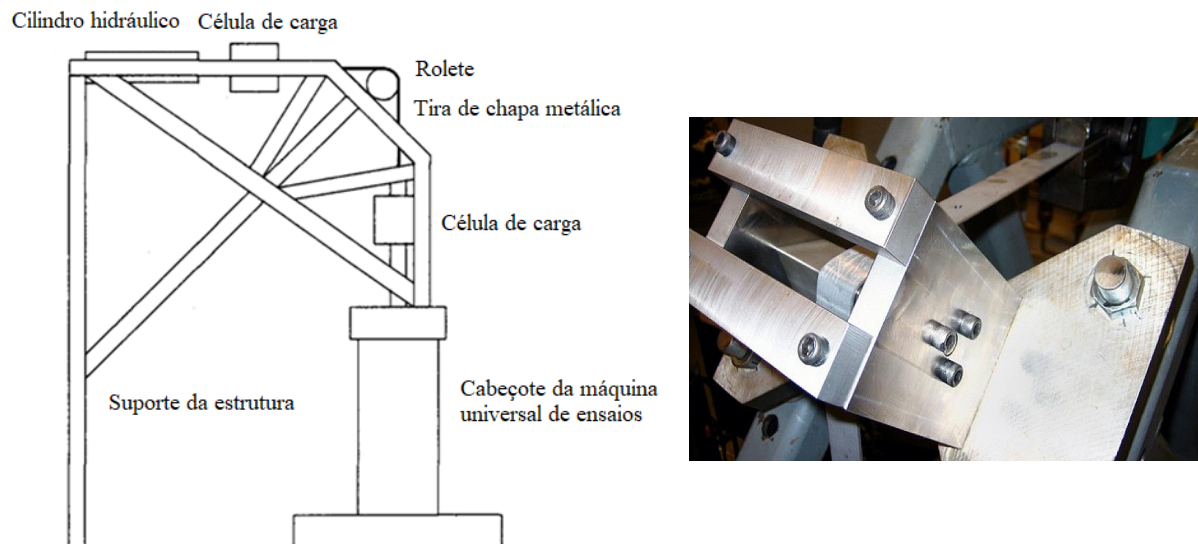


FIGURA 2.41 - Dispositivo para ensaio BUT adaptado em uma máquina universal de ensaios (adaptado de VALLANCE e MATLOCK, 1992).

- dispositivo com estrutura e aplicação de força independente: este conceito consiste em projetar e construir um equipamento para ensaios BUT sem a necessidade de se utilizar uma máquina universal de ensaios, o que permite realizar mais de um ensaio de conformabilidade e amostras com dimensões variadas e, além disso, permite o controle preciso do deslocamento de ambos os lados da tira. Entretanto, o tempo e o custo de projeto são maiores. Vários pesquisadores também adotaram este conceito, por exemplo, SNIKERS (1996), FRATINI *et al.* (2006), FOLLE (2012), INTERLAKEN (2022) (FIG. 2.42), RACZ *et al.* (2010), dentre outros.

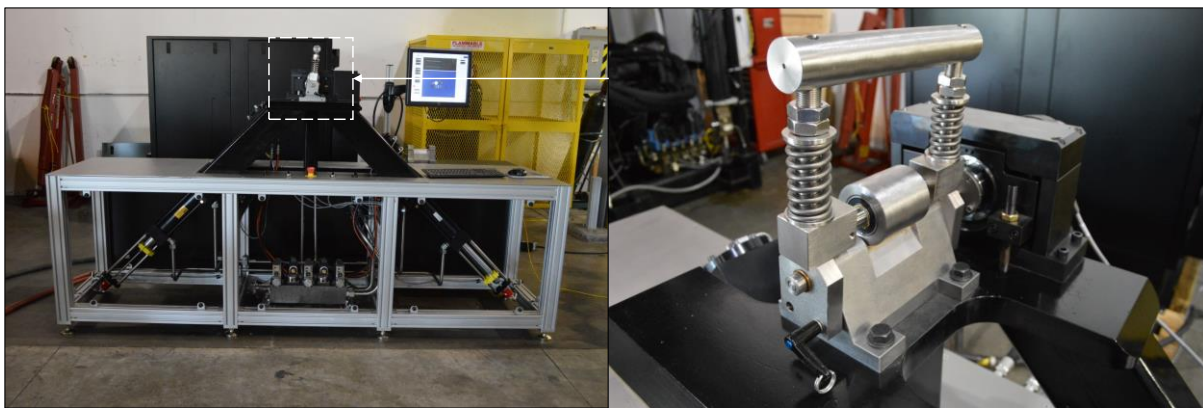


FIGURA 2.42 - Dispositivo para ensaio BUT com estrutura independente e aplicação de força via sistema hidráulico (INTERLAKEN, 2019).

3. METODOLOGIA

Este capítulo tem por objetivo descrever os materiais, equipamentos e as metodologias utilizadas no desenvolvimento da presente pesquisa. O procedimento experimental está fundamentado no estudo do comportamento mecânico, tribológico e fratura da chapa de aço AISI 430 sob a condição de dobramento e estiramento. A metodologia empregada pode ser dividida em três etapas principais, conforme apresentado no fluxograma da FIG. 3.1. A primeira etapa está relacionada ao projeto e construção de um tribossimulador baseado no ensaio BUT a 90° e com duplo controle de deslocamento das garras. A segunda etapa está relacionada à caracterização da chapa de aço AISI 430 por meio da análise química, da análise metalográfica qualitativa e quantitativa e por meio de ensaios físicos para análise das propriedades mecânicas e tribológicas. Por fim, a terceira etapa consiste na execução de ensaios de conformabilidade.

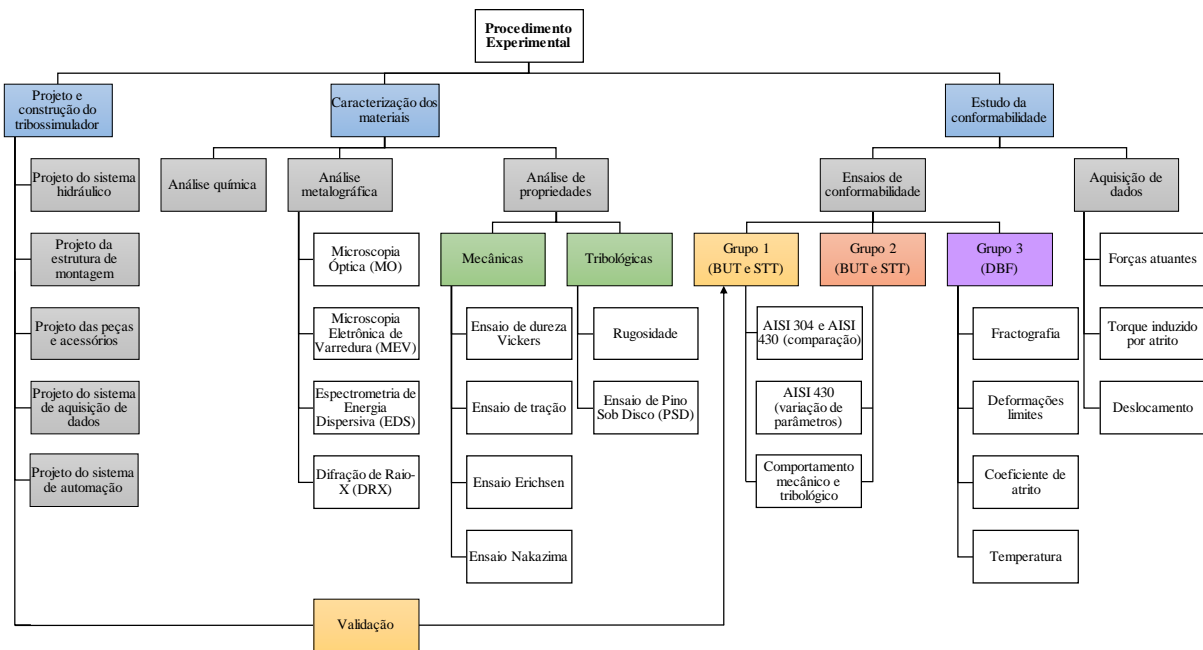


FIGURA 3.1 - Fluxograma do procedimento experimental (o autor, 2022).

A terceira etapa foi subdividida em três grupos de ensaios de conformabilidade de acordo com os objetivos outrora especificados:

- Grupo 1 (BUT e STT) - validação do tribossimulador e análise comparativa do comportamento mecânico e tribológico entre o aço AISI 304 e o AISI 430;
- Grupo 2 (BUT e STT) - analisar do comportamento mecânico e tribológico do aço AISI 430 variando-se parâmetros de processo;
- Grupo 3 (DBF) - reprodução e caracterização de fraturas da chapa de aço AISI 430 variando-se parâmetros de processo.

Os procedimentos metodológicos referentes à primeira etapa foram executados nas seguintes instituições:

- Projeto do sistema hidráulico - Hidracomp Componentes Hidráulicos (São Paulo/SP);
- Projeto da estrutura de montagem - EMFER Indústria Mecânica (Timóteo/MG);
- Projeto das peças e acessórios - Indústria Mecânica e Serviços Ltda (IMF, Timóteo/MG) e Fabricação e Recuperação de Peças Industriais (FERTECH, Betim/MG);
- Projeto do sistema de aquisição de dados (SAD) - Loadstar Sensors (Fremont, CA, EUA);
- Projeto do sistema de automação - Treinar Serviços (Coronel Fabriciano/MG).

Os procedimentos metodológicos referentes à segunda e terceira etapas foram realizados nos seguintes laboratórios/equipamentos/instituições:

- Laboratório de Usinagem e Automação do Departamento de Engenharia Mecânica (DEMEC) da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG);
- Laboratórios de Conformação Mecânica e de Tribologia do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG);
- Laboratório de Ensaios e Análises em Materiais (LAMAT) do Serviço Nacional de (SENAI Itaúna);
- Laboratório de Química, Metalografia e de Ensaios de Materiais do Departamento de Metalurgia e Química (DMQTM) do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG) Campus Timóteo;
- Laboratório de Caracterização do Departamento de Materiais (DEMAT) do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG) Campus Belo Horizonte;
- Laboratório de Usinagem da Universidade Federal de Itajubá (UNIFEI) Campus Itabira;
- Laboratório de Análise Química e Metalográfico do Centro de Pesquisa da Aperam South America (Timóteo/MG);
- Máquina de corte a jato de água da Indústria Mecânica Líder (Ipatinga/MG).
- Prensa de estampagem profunda da empresa Golden Inox Ltda (Timóteo/MG).

3.1. Considerações teóricas sobre o projeto preliminar do tribossimulador

Geralmente, o projeto de um tribossimulador é multidisciplinar e combina conceitos de várias áreas da ciência, tal como mecânica, hidráulica, sistemas elétricos, eletrônica, automação e computação. Além disso, envolve várias fases de fabricação. Neste contexto, o fluxograma das fases adotadas no projeto preliminar do tribossimulador pode ser visto na FIG. 3.1, na qual o conceito de dispositivo com estrutura independente e aplicação de força via sistema hidráulico foi adotado nesta etapa do presente estudo. A opção por este conceito é atribuída à possibilidade de se realizar mais de um ensaio de conformabilidade em corpos de prova com dimensões variadas em detrimento aos riscos causados pela outra concepção de projeto (dispositivos adaptados em uma máquina universal de ensaios).

As FIG. 3.2 e 3.3 mostram o desenho de conjunto-3D e uma representação esquemática do sistema de aquisição de dados do tribossimulador, respectivamente. Conforme mostrado na FIG. 3.2, dois cilindros hidráulicos são orientados a 90° entre si e instalados em uma estrutura metálica na intersecção de suas linhas de ação. Nesta intersecção, existe um pino ou rolete que representa o raio da ferramenta de dobramento com dois cilindros hidráulicos fornecendo individualmente uma força de tração (ou força frontal, F_1) e uma força de restrição (ou força traseira, F_2). Quando a tira metálica desliza sobre a ferramenta, ela é submetida à uma condição de dobramento e estiramento, possibilitando simular o atrito entre as tribossuperfícies. As dimensões totais do tribossimulador (comprimento, altura e largura) são $1880 \times 1640 \times 787$ mm, respectivamente.

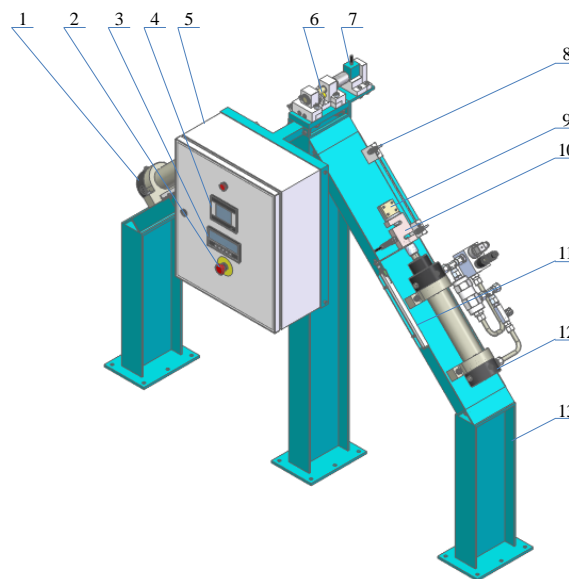


FIGURA 3.2 - Desenho de conjunto em 3D do tribossimulador: (1) Cilindro hidráulico dianteiro; (2) Botão de emergência; (3) Medidor de torque; (4) Interface Homem-máquina (IHM); (5) Painel de controle; (6) Pino de dobramento; (7) Sensor de torque; (8) Sensor de proximidade indutivo; (9) Garra; (10) Célula de carga; (11) Sensor de posição LVDT; (12) Cilindro hidráulico traseiro; (13) Estrutura de montagem (o autor, 2022).

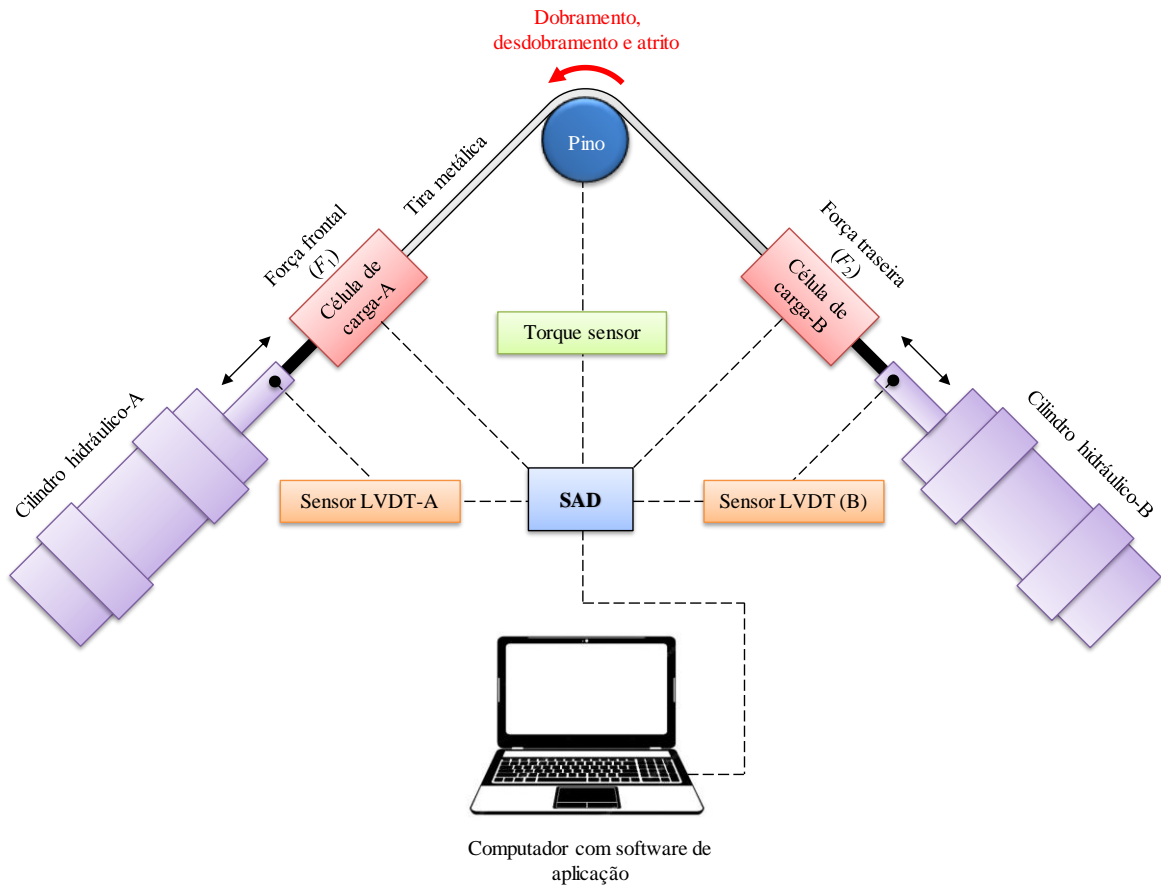


FIGURA 3.3 - Representação esquemática do sistema de aquisição de dados (o autor, 2022).

Conforme mostrado na FIG. 3.3, o sistema de aquisição de dados é usado para medir simultaneamente as forças atuantes (F_1 e F_2), torque induzido por atrito (T) e deslocamento (U) de ambos os atuadores hidráulicos. Na TAB. 3.1 é listada a faixa operacional dos parâmetros adotados no projeto preliminar do tribossimulador. A lista de materiais e o custo de cada fase do projeto do tribossimulador são apresentados no Anexo 1.

TABELA 3.1 - Parâmetros operacionais adotados no projeto do tribossimulador

Nomenclatura	Parâmetros operacionais	Descrição
F_1 e F_2	Forças aplicadas (máx.)	44,5 kN
T	Torque no pino de dobramento (máx.)	50 Nm
l	Comprimento inicial da tira metálica	530 a 770 mm
w	Largura da tira metálica	25 a 30 mm
R	Raio do pino de dobramento	6,5 mm
θ	Ângulo de dobramento	90°
V_1 e V_2	Velocidades de estampagem (máx.)*	73 mm/s*
P	Pressão da unidade hidráulica (máx.)	250 bar
W	Potência do motor elétrico	10 HP
Q_1 e Q_2	Vazão das bombas	1,4 e 14 L/min

continua

Nomenclatura	Parâmetros operacionais	Descrição
C	Capacidade do reservatório (máx.)	50 L
d_e	Diâmetro do êmbolo	63 mm
d_h	Diâmetro da haste do êmbolo	25,4 mm
h_c	Deslocamento dos cilindros (máx.)	250 mm

*a velocidade dos atuadores hidráulicos é ajustada usando válvulas de fluxo em linha (o autor, 2022).

3.2. Materiais

As amostras utilizadas neste estudo foram confeccionadas a partir das chapas de aço AISI 304 e AISI 430, ambas com 0,8mm de espessura e fornecidas pela Aperam South America. É importante destacar, que o uso da chapa de aço AISI 304 restringiu-se aos ensaios do Grupo 1, ou seja, validação do tribossimulador. De acordo com a norma ASTM A480/A480M (2020), o acabamento superficial é do Tipo 2B, significando que os materiais foram laminados a frio, recozidos e decapados, seguido de um ligeiro passe de laminação de acabamento e endurecimento superficial (*skin pass*) (deformação total ~0,8%) com cilindros brilhantes. As composições químicas destas chapas de aço de acordo com a norma ASTM A240/A240M (2020) são listadas na TAB. 3.2.

TABELA 3.2 - Composições químicas padronizadas das chapas de aço inoxidável (% em peso).

Materiais	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
AISI 304	≤0,08	≤2,0	≤0,75	≤0,045	≤0,03	18,0-20,0	8,0-10,5
AISI 430	≤0,12	≤1,0	≤1,0	≤0,04	≤0,03	16,0-18,0	≤0,75

(ASTM A240/A240M, 2020)

Os pinos de dobramento destinados aos ensaios de conformabilidade do Grupo 1 (ensaios BUT e STT) foram fabricados em aço ferramenta DIN 1.2990 (ou DIN X100CrMoV8-1-1). A opção por este material se deve à necessidade de comparação dos resultados obtidos experimentalmente com aqueles relatados na literatura. Por exemplo, FERRAINI (2014) determinou o coeficiente de atrito de tiras das chapas de aço AISI 304 e AISI 430 no ensaio BUT utilizando algumas das equações mostradas na TAB. 2.4. Por outro lado, os pinos de dobramento destinados aos ensaios de conformabilidade do Grupo 3 (ensaio DBF) foram fabricados em aço ferramenta AISI O1 (ou VND). As composições químicas destes materiais são listadas na TAB. 3.3.

TABELA 3.3 - Composição química dos aços ferramenta DIN 1.2990 e AISI O1 (% em peso)

Materiais	C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo
DIN 1.2990	1,00	0,90	0,80	8,00	-	1,60	1,60
AISI O1	0,95	-	1,10	0,60	0,60	0,10	-

(STEEL DATA, 2017a, 2017b)

Por fim, pinos ferramenta em metal duro ultrafino TSF44 (WC-12%Co) foram utilizados na execução dos ensaios PSD e de conformabilidade do Grupo 2 (BUT e STT). Sua composição e propriedades são mostradas resumidamente na TAB. 3.4.

TABELA 3.4 - Composição e propriedades do metal duro ultrafino TSF44.

Código ISO do material	Ligante-Co (m%)	Densidade (g/cm³)	Dureza (HV₃₀)	^aS_{TR} (MPa)	^bK_{1c} (MPa/m²)
K10-K20	12,0	14,10	1730	4600	9,8

^aS_{TR} = Resistência à ruptura transversal;^bK_{1c} = Fator de intensidade de tensão crítica ou resistência à fratura (CERATIZIT, 2020)

3.3. Equipamentos

No que diz respeito à análise da composição química das chapas de aço no estado conforme recebido, os teores de C e S foram determinados pela técnica de absorção de infravermelho (Leco, modelo CS4440), o teor de N pela técnica de termocondutividade (Leco, TC4360) e os demais elementos químicos por espectrometria de fluorescência de raios-X (ThermoARL, modelo 9900). As amostras das chapas de aço foram embutidas a frio (Fortel, modelo EFD 30), sendo que as do aço AISI 430 foram polidas em uma politriz metalográfica (Teclago, modelo PL02E), ambos os equipamentos do Laboratório de Metalografia do DMQTM (CEFET-MG). No entanto, as amostras do aço AISI 304 foram polidas em uma máquina de polimento eletroquímico (Struers, modelo LectroPol-5) e ambos os exames metalográficos foram realizados via microscopia óptica convencional (MO) (Leica, modelo DMRM equipado com o *software* de análise de imagem OmniMet). A composição química e MO foram realizadas nos Laboratório de Análise Química e Metalográfico do Centro de Pesquisa da Aperam South America, respectivamente.

As fotomicrografias das superfícies das amostras sem fratura e de desgaste foram obtidas com o microscópio eletrônico de varredura (MEV) (Shimadzu, modelo Supercan SSX-550 e tensão de aceleração de 15,0 kV) do Laboratório de Caracterização do DEMAT (CEFET MG),

enquanto que as das superfícies de fratura foram obtidas com o MEV (Jeol, modelo JSM-6510 LV e tensão de aceleração de 20,0 kV) do LAMAT (SENAI Itaúna).

As fases presentes nas amostras de aço AISI 304 foram identificadas em um Difratorômetro de Raios-X (DRX) (Philips, modelo PW 1710) no Laboratório de Caracterização do DEMAT (CEFET-MG). A dureza e a rugosidade dos materiais foram determinadas por um microdurômetro Vickers (Shimadzu, modelo HMV-2T) e um rugosímetro portátil (Tesa, modelo Rugosurf 20), respectivamente, ambos no Laboratório de Metalografia do DMQTM (CEFET-MG).

Os corpos de prova destinados aos ensaios de tração e Nakazima foram fabricados por eletroerosão a fio (Eurostec, modelo EURO-FW1) no Laboratório de Usinagem da UNIFEI Campus Itabira. As propriedades mecânicas de tração das chapas de aço foram determinadas numa máquina universal de ensaios (Emic, modelo DL30000 e com capacidade de até 300kN) do Laboratório de Ensaios de Materiais do DMQTM (CEFET-MG). Entretanto, os ensaios de tração destinados à determinação dos coeficientes de anisotropia normal (r_0 , r_{45} e r_{90}) foram executados numa máquina universal de ensaios (Shimadzu, modelo Autograph AG-IS e com capacidade de até 100 kN) do Laboratório de Usinagem e Automação do DEMEC (UFMG)

Os corpos de prova (CPs) destinados aos ensaios PSD, conformabilidade (Erichsen, BUT, STT e DBF) e de tração foram cortados em uma guilhotina mecânica (Newton, modelo GMN 1306) do Centro de Pesquisa da Aperam South America. Entretanto, os entalhes dos CPs destinados ao ensaio DBF foram executados em uma máquina de corte a jato d'água (Flow Corp., modelo IFB-4137) da Indústria Mecânica Líder. Este último foi utilizado com o intuito de se garantir um corte preciso e para se evitar o aquecimento, fadiga ou microfissuras, além da manutenção das propriedades físico-químicas do material.

A grade determinística de círculos secantes foi impressa com o uso de um gravador eletroquímico (Sinais e Letras, modelo SL-300) do Laboratório de Ensaios de Materiais do DMQTM (CEFET-MG). A medição do coeficiente de atrito no ensaio de Pino Sob Disco (PSD) foi executada no tribômetro (MicroTest, modelo ST/60/NI) do Laboratório de Tribologia do DEMET (UFMG). Para a determinação do desgaste, a massa foi medida em uma balança analítica (Shimadzu, modelo AUW220D com resolução de 0,00001 g) do Laboratório de Química do DMQTM (CEFET-MG).

O Índice de Estampagem Erichen (IE) foi determinado usando uma máquina universal de ensaio de chapas metálicas (Erichsen, modelo 142/40) do Laboratório de Conformação Mecânica do DEMET (UFMG). Todos os ensaios de conformabilidade sob condição de dobramento e estiramento (Grupo 1, 2 e 3) foram realizados no tribossimulador desenvolvido, conforme mostrado na FIG. 3.4. Uma câmera infravermelha (FLIR Systems, modelo FLIR E30) foi utilizada durante a execução dos ensaios do Grupo 3 para medir a temperatura máxima na região de dobramento.

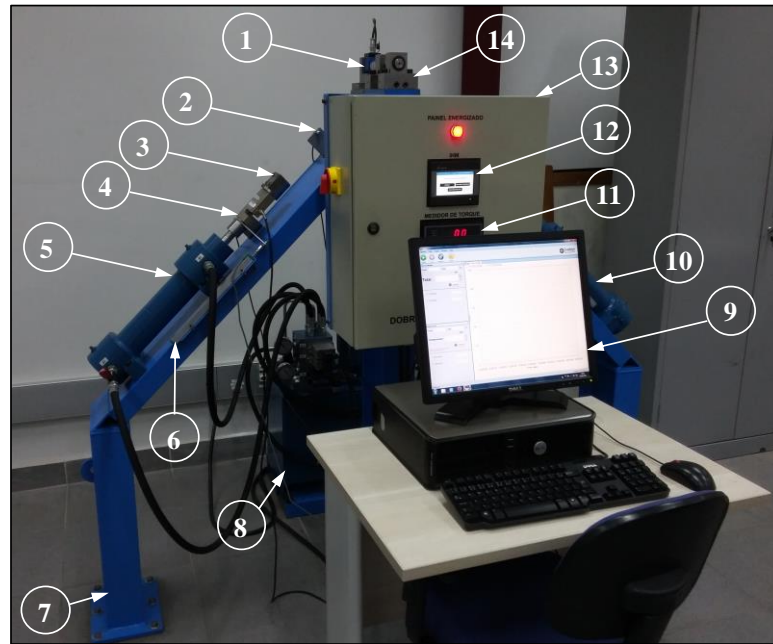


FIGURA 3.4 - Tribossimulador desenvolvido: (1) sensor de torque; (2) sensor de proximidade indutivo; (3) garra; (4) célula de carga; (5) cilindro hidráulico dianteiro; (6) sensor de posição LVDT; (7) estrutura de montagem; (8) unidade hidráulica; (9) computador com software de aplicação; (10) cilindro hidráulico traseiro; (11) sensor de torque; (12) interface homem-máquina; (13) painel de controle; (14) porta-ferramentas de pino livre (o autor, 2022).

3.4. Métodos

3.4.1. Caracterização metalográfica

Para observação de MO, as amostras da chapa de aço AISI 430 foram submetidas ao processo de lixamento mecânico (lixas de 120, 220, 320, 400 e 600 *mesh*), polimento com alumina e atacadas com reagente Vilella (950 mL C_2H_6O , 10 g $C_6H_3N_3O_7$ e 50 mL HCl). No entanto, as amostras do aço AISI 304 foram submetidas ao polimento eletroquímico e atacada com reagente Behara (100 mL de solução estoque: 48g NH_4HF_2 , 800 mL destilado água e 400 mL de HCl, 1 g de $KHSO_3$). O tamanho e diâmetro médio do grão (superfície e centro da chapa)

foram obtidos pelo método do intercepto (Hilliard/Abrams) descrito pela norma ASTM E112-13 (2021). O valor final do diâmetro médio corresponde à média de três medições. O tamanho médio e a fração de área dos microvazios das amostras submetidas aos ensaios de tração interrompidos foram determinados por meio do *software* image-J.

Durante as análises de DRX do aço AISI 304 utilizou-se uma fonte de radiação monocromática Cu-K α , com tensão de 50 kV e uma corrente de 35 mA. As medidas varreram a superfície do aço na faixa entre 30°-120° (2 θ) e com passo de 0,02°/s.

3.4.2. Caracterização mecânica

A dureza superficial das chapas de aço foi medida usando uma carga de 4,9 N e tempo de permanência de 15s, sendo que os valores finais são a média de dez medições de indentação. A rugosidade dos materiais foi determinada ao longo de linhas com 16 mm de comprimento, sendo que os valores finais são a média de cinco medições de rugosidade. Os CPs destinados aos ensaios de tração uniaxial para determinação das propriedades mecânicas das chapas de aço foram fabricados em três diferentes direções (0°, 45° e 90°) em relação ao sentido original de laminação da chapa de acordo com a norma ASTM E8/E8M (2021). Na FIG. 3.5 e TAB. 3.5 são mostrados a geometria e as dimensões das cotas dos CPs, respectivamente.

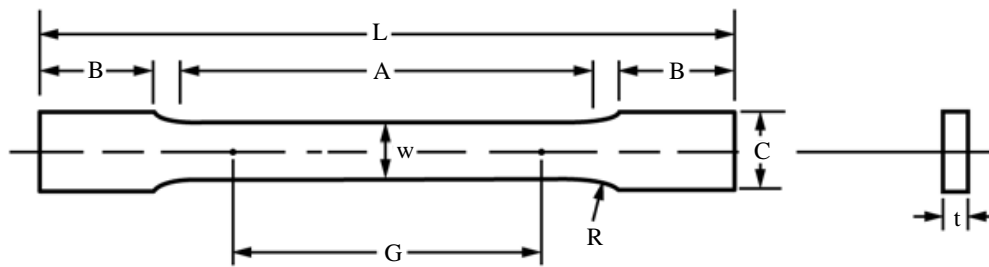


FIGURA 3.5 - Representação esquemática do CP usado no ensaio de tração uniaxial (adaptado de ASTM E8/E8M, 2021).

TABELA 3.5 - Dimensões das cotas do CP usado no ensaio de tração uniaxial (unidades em mm).

Cota	G	w	t	R	L	A	B	C
Dimensão (mm)	50 \pm 0,1	12,5 \pm 0,2	0,8	12,5	200	57	50	20

(ASTM E8/E8M, 2021)

Os coeficientes r , r_b e Δr das chapas de aço foram determinados a partir dos CPs com a geometria mostrada esquematicamente na FIG. 3.6. Em seguida, uma grade retangular (linhas na cor azul) foi traçada com o auxílio de um riscador com ponta de diamante para medição das

das linhas no sentido da largura e comprimento da amostra. Esta grade retangular foi medida antes e após a deformação com o auxílio do *software* Image-Pro Plus (versão 6.0) e os ensaios de tração foram realizados a uma taxa de deformação de $17 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (velocidade do cabeçote de 5 mm/min, comprimento útil do CP de 50 mm e alongamento máximo de 12%).

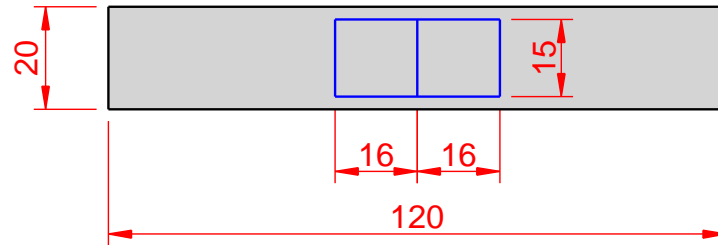


FIGURA 3.6 - Representação esquemática da geometria dos CPs ($t_0 = 0,8 \text{ mm}$) utilizados no ensaio de tração para determinação dos coeficientes r , r_b e Δr (o autor, 2022).

Os CPs destinados ensaios de tração interrompidos foram confeccionados de acordo com a geometria mostrada esquematicamente na FIG. 3.7a e b, respectivamente. O CP sem entalhe ilustrado na FIG. 3.7a, teve como objetivo a análise da evolução dos microvazios com o incremento de deformação plástica a partir do alongamento uniforme, enquanto o CP com entalhes ilustrado na FIG. 3.7b, destinou-se à análise da superfície de fratura sob tração uniaxial e comparação com aquela obtida (fratura de tração) no ensaio DBF. Estes ensaios de tração também foram realizados a uma taxa de deformação de $17 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (velocidade do cabeçote de 5mm/min e comprimento útil do CP de 50 mm).

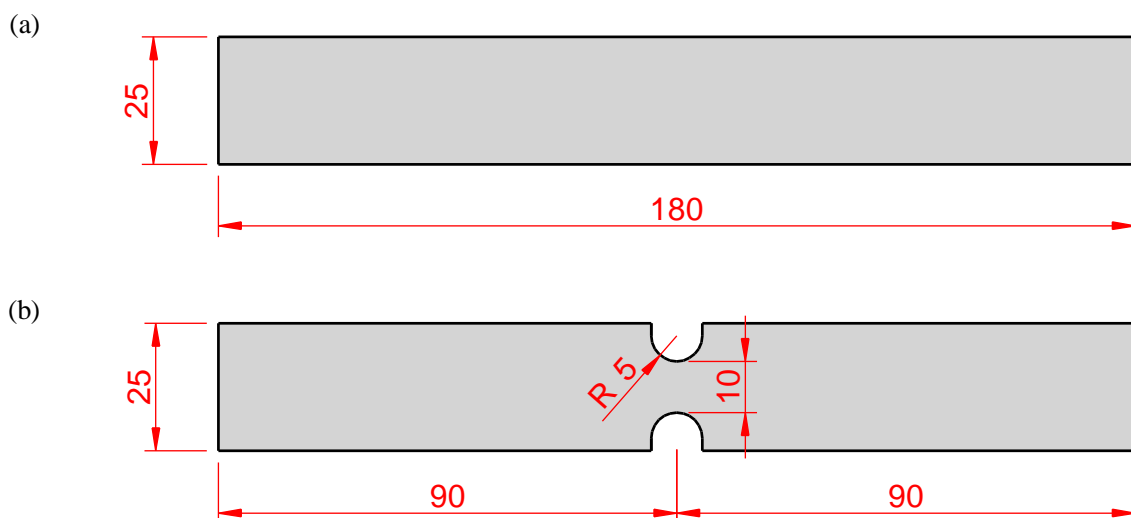


FIGURA 3.7 - Representação esquemática da geometria dos CPs ($t_0 = 0,8 \text{ mm}$) utilizados nos ensaios de tração interrompidos: (a) sem entalhe (trajetória de deformação uniaxial); (b) com entalhes (trajetória de deformação plana) (o autor, 2022).

3.4.3. Projeto e fabricação dos pinos ferramenta

Os pinos de dobramento em aço DIN 1.2990 destinados à execução dos ensaios de conformabilidade do Grupo 1 (BUT e STT), ou seja, para validação do tribossimulador, foram fabricados em operações de torneamento e fresamento de acordo com a geometria mostrada esquematicamente na FIG. 3.8.

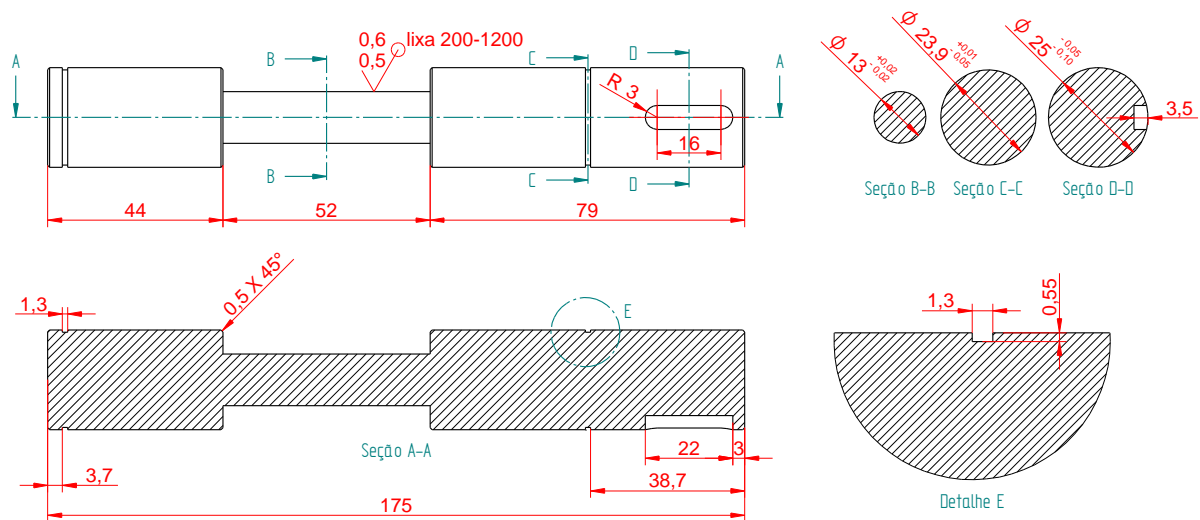


FIGURA 3.8 - Geometria esquemática dos pinos de dobramento ($R = 6,5$ mm) utilizados nos ensaios de conformabilidade do Grupo 1 (BUT e STT) (o autor, 2022).

Para aumentar a dureza e resistência ao desgaste, os pinos de dobramento foram submetidos a um tratamento térmico de têmpera a partir de 1080°C (solubilizado por 30min) com resfriamento natural até a temperatura ambiente ($\sim 30^{\circ}\text{C}$) em um banho de salmoura, seguido por duplo revenimento a 525°C por 2 h e resfriamento em ar. Posteriormente, os pinos foram lixados com uma série de lixas (200 a 1200 *mesh*) para eliminar as marcas anteriores de usinagem e polidos com pasta diamantada, como mostrado na FIG. 3.9.



FIGURA 3.9 - Imagem de um dos pinos de dobramento ($R = 6,5$ mm) fabricados em aço DIN 1.2990 para execução dos ensaios de validação do tribossimulador (Grupo 1) (o autor, 2022).

É importante destacar, que um pino de dobramento foi destinado para cada tipo de tira metálica (AISI 304 e AISI 430), desta forma, se evitou uma possível contaminação da superfície de contato com fragmentos metálicos dos diferentes materiais. Além disso, a cada novo ensaio, a rugosidade dos pinos foi monitorada e, quando necessário, os pinos de dobramento foram girados em torno do seu eixo no porta-ferramentas para fornecer uma nova superfície de contato sem desgaste para os ensaios subseqüentes, como mostrado na FIG. 3.10.



FIGURA 3.10 - Imagem mostrando o porta-ferramentas para o pino móvel fabricado em aço DIN 1.2990 (o autor, 2022).

A pinos ferramenta em metal duro ultrafino TSF44 (WC-12%Co) destinados aos ensaios do Grupo 2 (PSD e conformabilidade) foram fabricados em operações de retífica de acordo com as geometrias mostradas esquematicamente na FIG. 3.11 e 3.12, respectivamente.

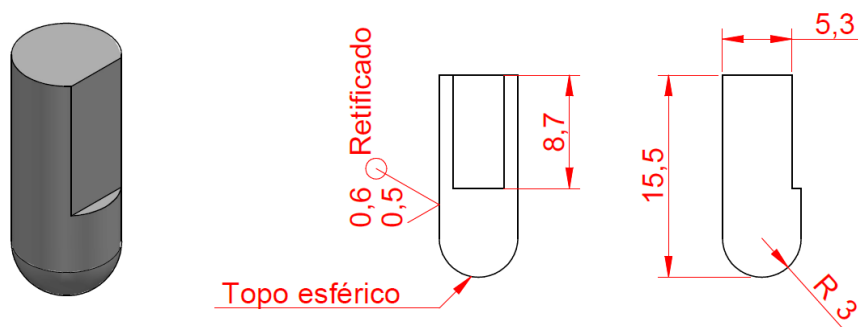


FIGURA 3.11 - Desenho esquemático dos pinos ferramenta ($R = 3,0$ mm) utilizados na execução do ensaio PSD sob condições seca e lubrificada (o autor, 2022).

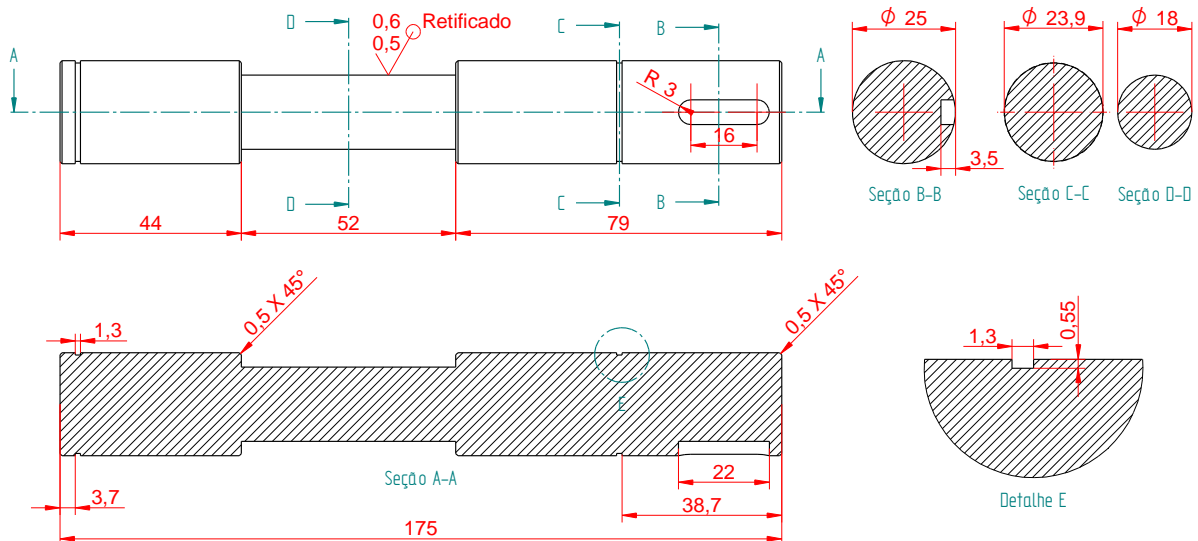


FIGURA 3.12 - Geometria esquemática dos pinos de dobramento ($R = 9,0$ mm) utilizados nos ensaios de conformabilidade Grupo 2 (BUT e STT) sob condições seca e lubrificada (o autor, 2022).

Com o intuito de eliminar as marcas anteriores de usinagem, o pino de dobramento foi polido com pasta diamantada, como mostrado na FIG. 3.13. É importante destacar, que outro pino de mesmo diâmetro, porém, com acabamento entre $0,2 \mu\text{m}$ e $0,3 \mu\text{m}$, foi fabricado para analisar a influência da rugosidade da ferramenta nos resultados experimentais do Grupo 2.



FIGURA 3.13 - Pino de dobramento ($R = 9,0$ mm) fabricado em metal duro ultrafino TSF44 para execução dos ensaios de conformabilidade do Grupo 2 (BUT e STT) (o autor, 2022).

Os pinos de dobramento em aço AISI O1 (10 ao todo e com raios entre 1,5 e 19,5 mm) destinados à execução dos ensaios de conformabilidade do Grupo 3 (DBF) foram fabricados em operações de torneamento, fresamento, furação e retificação. Na FIG. 3.14, por exemplo, é mostrada a geometria esquemática do pino de dobramento com raio de 1,5 mm.

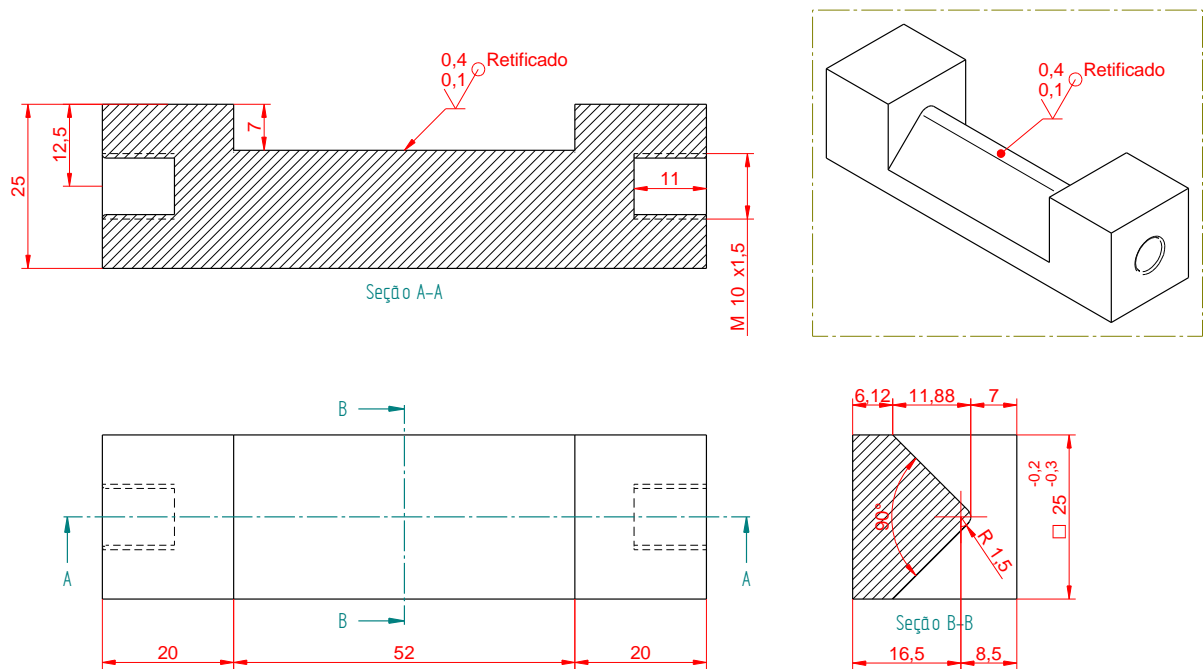


FIGURA 3.14 - Geometria esquemática do pino de dobramento ($R = 1,5$ mm) utilizado nos ensaios de conformabilidade do Grupo 3 (DBF) (o autor, 2022).

Na FIG. 3.15 é mostrada a imagem de alguns destes pinos que foram fabricados bem como o porta-ferramentas utilizado na montagem. É importante destacar que cada pino foi projetado a fim de manter a tangência da tira metálica com o ângulo de dobramento de 90° .



FIGURA 3.15 - Imagem mostrando o porta-ferramentas e alguns pinos que foram fabricados em aço AISI O1 (o autor, 2022).

3.4.4. Ensaio de Pino Sob Disco (PSD)

Os CPs da chapa de aço AISI 430 destinados aos ensaios PSD foram confeccionados de acordo com a geometria mostrada esquematicamente na FIG. 3.16.

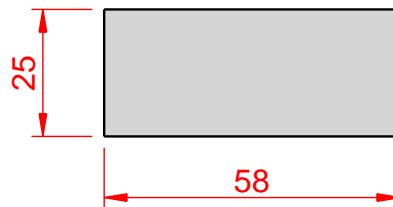


FIGURA 3.16 - Representação esquemática da geometria dos CPs ($t_0 = 0,8$ mm) utilizados no ensaio PSD (o autor, 2022).

Os ensaios PSD foram realizados sob condições secas e lubrificadas de acordo com a norma ASTM G99-05 (2010). Na FIG. 3.17a e b é mostrada uma imagem do equipamento e o diagrama de movimento do ensaio, respectivamente. É importante destacar que, durante o ensaio na condição lubrificada, um recipiente próprio do equipamento foi utilizado. Para aquisição de dados foi utilizado o *software* NANOVEA (versão 1.5), sendo que na elaboração das curvas de coeficiente de atrito foram utilizados filtros para reduzir os ruídos. O valor final dos coeficientes de atrito medidos (seco e lubrificado) corresponde à média de três medições.

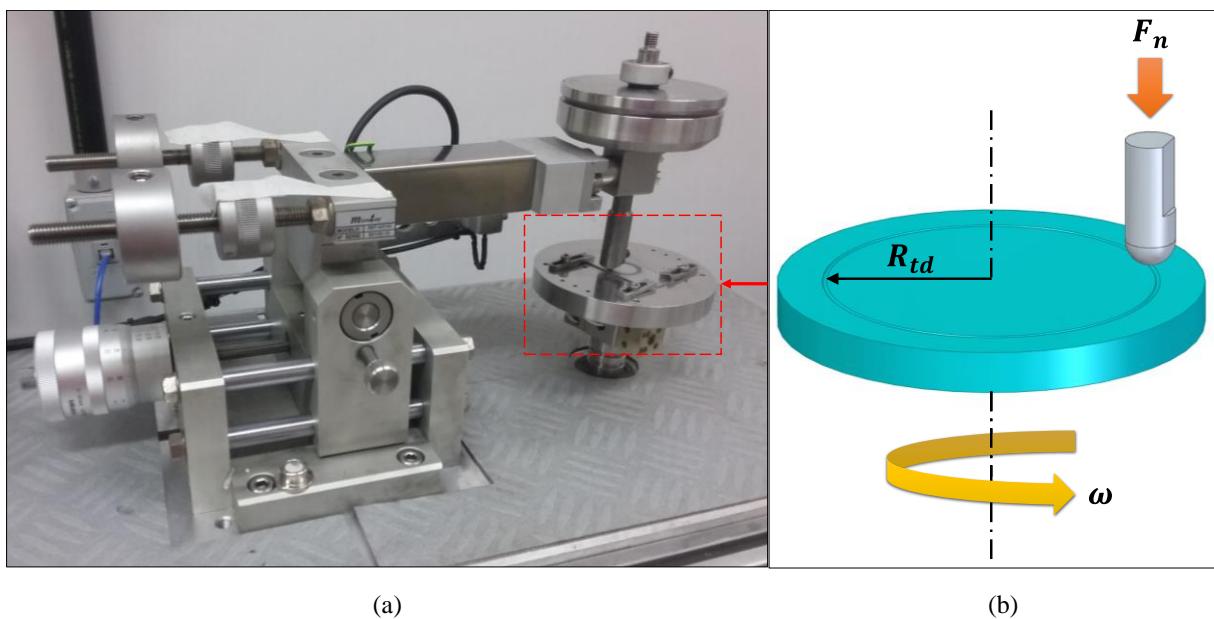


FIGURA 3.17 - (a) tribômetro de Pino Sob Disco (PSD); (b) diagrama de movimento (F_n = força normal do pino sob a amostra, R_{td} = raio da trilha de desgaste e ω = velocidade de rotação do disco) (o autor, 2022).

Os parâmetros operacionais usados na execução dos ensaios PSD são listados na TAB. 3.6. Para determinar a repetibilidade dos ensaios e reprodutibilidade dos resultados, foram realizados ensaios em pelo menos três amostras.

TABELA 3.6 - Parâmetros operacionais usados no ensaio PSD.

Nomenclatura	Parâmetros	Especificação
F_n	Força normal	15 N
D_p	Diâmetro do pino	6,0 mm
v_t	Velocidade tangencial	0,2 m/s
ω	Velocidade de rotação	191 rpm
R_{td}	Raio da trilha de desgaste	10,0 mm
L_d	Distância de deslizamento	120 m

(o autor, 2022)

Além disso, a partir dos dados registrados no ensaio PSD, a taxa de desgaste introduzida por ARCHARD (1953) foi determinada usando a EQ. 3.1.

$$K_s = \frac{\Delta V \cdot H}{F_n \cdot L_d} \quad (3.1)$$

Onde K_s é a constante adimensional de Archard, ΔV é a perda de volume, H é a dureza do material mais macio, F_n é a carga aplicada, e L_d é a distância de deslizamento.

Ainda, por meio das diretrizes da norma ASTM G99-05 (2010), a perda de massa foi convertida para perda de volume conforme descrito pela EQ. 3.2.

$$\Delta V = \frac{m}{\rho_a} \times 1000 \quad (3.2)$$

onde ΔV é a perda de volume (em mm³) é a perda de massa (em g) e ρ_a é a densidade do material (em g/cm³).

3.4.5. Ensaio de conformabilidade

3.4.5.1. Ensaio Erichsen

Os CPs ou *blanks* destinados aos ensaios Erichsen (3 ao todo) de ambas as chapas de aço foram confeccionados de acordo com a geometria descrita pela norma ISO 20482 (2013), como mostrado na FIG. 3.18. Durante os ensaios foi utilizada uma graxa de sabão de lítio (MOLYKOTE BR 2 PLUS) contendo lubrificantes sólidos (por exemplo, MoS₂).

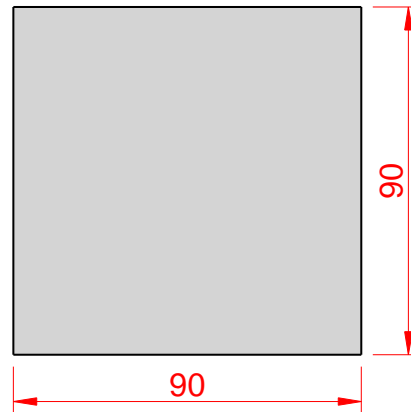


FIGURA 3.18 - Representação esquemática da geometria dos CPs ($t_0 = 0,8$ mm) utilizados nos ensaios Erichsen (o autor, 2022).

3.4.5.2. Ensaio Nakazima

Os CPs ou *blanks* destinados aos ensaios Nakazima foram confeccionados de acordo com a geometria descrita pela norma ISO 12004-2 (2021), como ilustrado na FIG. 3.19.

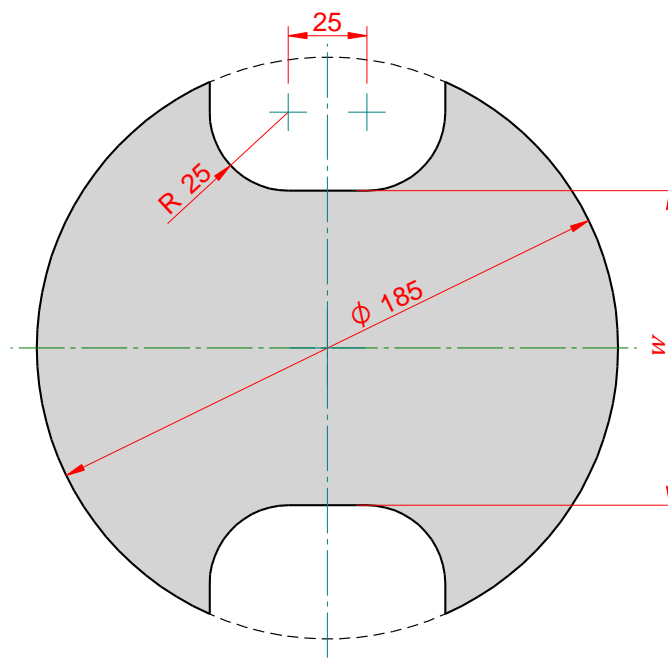
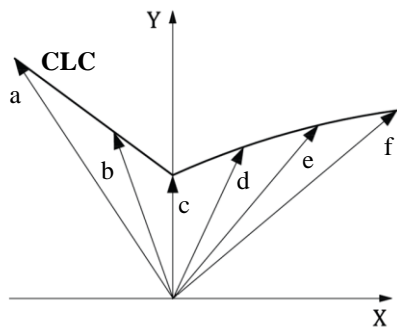


FIGURA 3.19 - Representação esquemática dos CPs ($t_0 = 0,8$ mm) circulares e entalhados utilizados nos ensaios Nakazima com punção hemisférico, $\phi 106$ mm (o autor, 2022).

As dimensões destes *blanks* foram semelhantes às utilizadas por KAMI *et al.* (2015), onde os valores do parâmetro de largura (w) foram 30, 55, 70, 90, 120, 145 e 185 mm, respectivamente, com o último deles correspondendo a um *blank* com geometria totalmente circular. A linha de simetria horizontal dos *blanks* corresponde à Direção de Laminação (DL) da chapa. Uma carga de 1300 kN foi aplicada pelo prensa-chapa para o travamento dos *blanks* durante a execução dos ensaios, sem lubrificação e com velocidade do punção de 10×10^{-4} m/s.

Conforme mostrado na FIG. 3.20, seis estados de tensão discretos foram utilizados para determinação da CLC. As deformações limites (ε_1 e ε_2) associadas a cada um desses estados foram obtidas pela média dos resultados de medição em pelo menos dois *blanks*. O *blank* com largura de $w = 70$ mm corresponde a uma trajetória de deformação entre b e c.

**Onde:**X - Deformação verdadeira menor, ε_2 ;Y - Deformação verdadeira maior, ε_1 ;

CLC - Curva Limite de Conformação;

a - Tração uniaxial, $\varepsilon_2 = -[r/(r + 1)]\varepsilon_1$;

b - Deformação de tração intermediária;

c - Deformação plana;

d - Estado de deformação por estiramento intermediário;

e - Estado de deformação por estiramento intermediário;

f - Estado de deformação por estiramento biaxial simétrico, $\varepsilon_2 = \varepsilon_1$.

FIGURA 3.20 - Trajetórias de deformação adotadas para determinação da CLC da chapa de aço AISI 430 ($t_0 = 0,8$ mm) (adaptado de ISO 12004-2, 2021).

Uma grade determinística com círculos tangentes (FIG. 3.21) e $d_0 = 2,0$ mm foi impressa eletroquimicamente na superfície dos *blanks*. A análise da grade de círculos (AGC) foi realizada conforme o procedimento descrito pela norma ISO 12004-2 (2021) e as deformações limites (ε_1 e ε_2) foram determinadas pelas EQ.13 e 14, respectivamente.

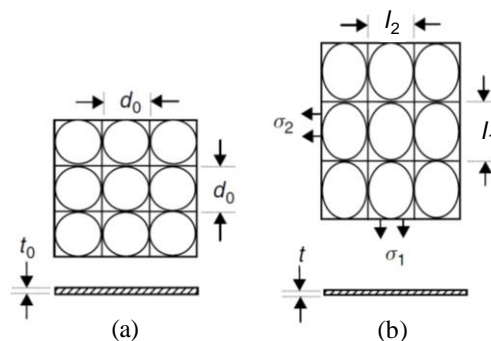


FIGURA 3.21 - Representação esquemática da grade determinística utilizada nos ensaios Nakazima: (a) grade indeformada; (b) grade deformada ($d_0 =$ diâmetro inicial do círculo; $d_1 =$ diâmetro maior da elipse; $d_2 =$ diâmetro menor da elipse) (adaptado de MARCINIAK, 2002).

3.4.5.3. Ensaio sob dobramento e estiramento

Conforme salientado, os ensaios de conformabilidade sob dobramento e estiramento foram divididos em três diferentes grupos: Grupo 1 (validação do tribossimulador comparando o comportamento do aço AISI 304 e AISI 430), Grupo 2 (comportamento mecânico do aço AISI 430 variando parâmetros de processo) e Grupo 3 (reprodução de fraturas do aço AISI 430 variando parâmetros de processo).

Os ensaios do Grupo 1 e 2 (BUT e STT) foram realizados com o pino livre acoplado ao sensor de torque. No entanto, como pode ser visto na FIG. 3.22a, que um porta-ferramentas de pino fixo foi especialmente projetado e fabricado para que se pudesse variar o raio do pino de dobramento (1,5 a 19,5 mm) na execução dos ensaios do Grupo 3 (DBF). É importante destacar que superfície superior dos pinos foi posicionada na interseção das linhas de ação dos dois cilindros hidráulicos para manter a tangência em um ângulo de 90° , como ilustrado na FIG. 3.22b.

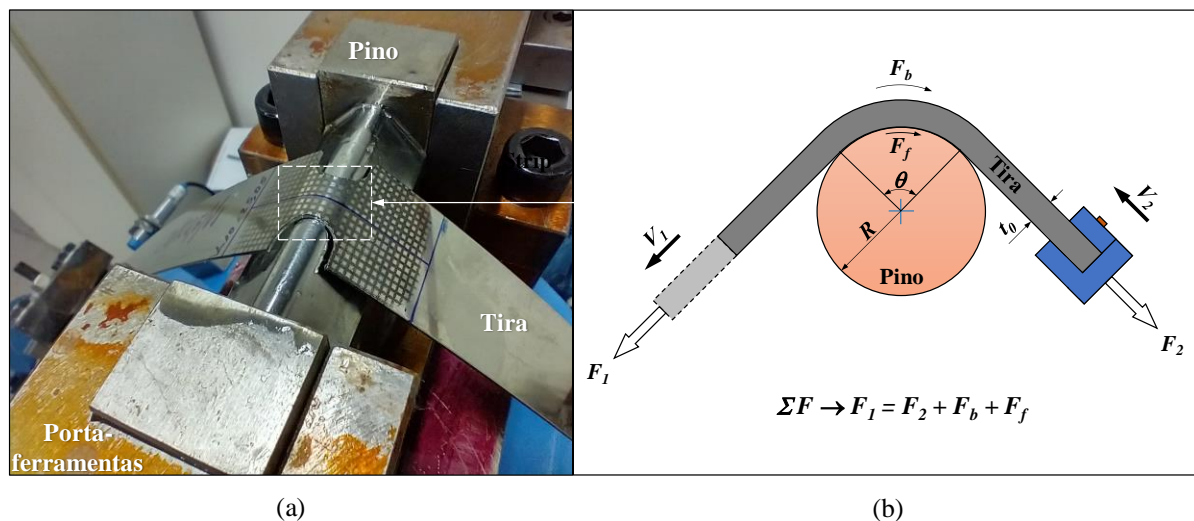


FIGURA 3.22 - (a) porta-ferramentas de pino fixo; (b) representação esquemática do ensaio DBF ($V_1 > V_2 = 0$) (o autor, 2022).

Os CPs utilizados nos ensaios de conformabilidade do Grupo 1-2 (sem entalhes) e Grupo 3 (com entalhes) foram confeccionados de acordo com a geometria representada esquematicamente nas FIG. 3.23a e b, respectivamente. Esta última é baseada na geometria do CP de tração entalhado e que foi utilizado por GRUMBACH e SANZ (1972) para uma trajetória de deformação plana.

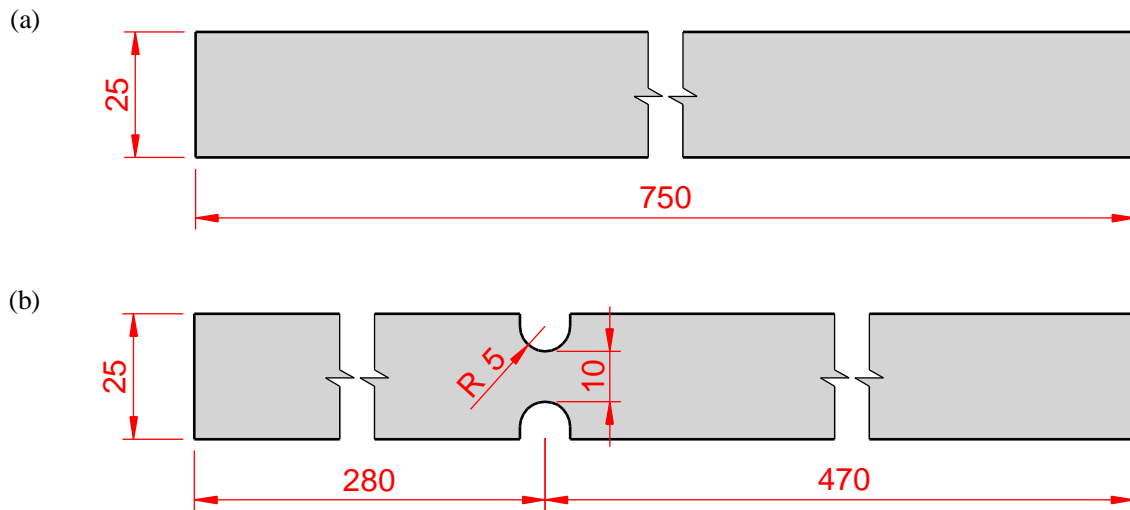


FIGURA 3.23 - Representação esquemática da geometria dos CPs ($t_0 = 0,8\text{mm}$) utilizados nos ensaios de conformabilidade: (a) Sem entalhe; (b) Com entalhes (o autor, 2022).

Uma grade determinística de círculos secantes ou entrelaçados com 2,0 mm de diâmetro inicial, d_0 , foi depositada eletroquimicamente na região entalhada dos CPs, conforme mostrado na FIG. 3.24.



FIGURA 3.24 - Impressão eletroquímica da grade de círculos secantes ($d_0 = 2,0\text{ mm}$) (o autor, 2022).

Para melhorar a precisão na medição das deformações impostas aos CPs, um microscópio digital (ampliação de até 1000x e resolução de 2,0 MP) e o *software* Image-Pro Plus (versão 6.0) foram usados para capturar imagens e medir a grade determinística de círculos secantes (antes e depois dos ensaios experimentais), respectivamente. O método nº5 de Zurich ou método dependente da posição, descrito pela norma ISO 12004-2 (2021), assume que a estricção afeta uma faixa de região estreita da amostra, enquanto a distribuição de deformação permanece praticamente inalterada fora dessa faixa. Do ponto de vista prático, pelo menos seis círculos perpendiculares ao caminho da fratura foram medidos, sendo três antes e os outros três

após o caminho de propagação da fratura, conforme mostrado na FIG. 3.25a. Esta técnica consiste basicamente no uso do método de Bragard, na qual consiste de uma interpolação polinomial de 2º grau dos seis pontos experimentais dos círculos não fraturados, conforme mostrado na FIG. 3.25b.

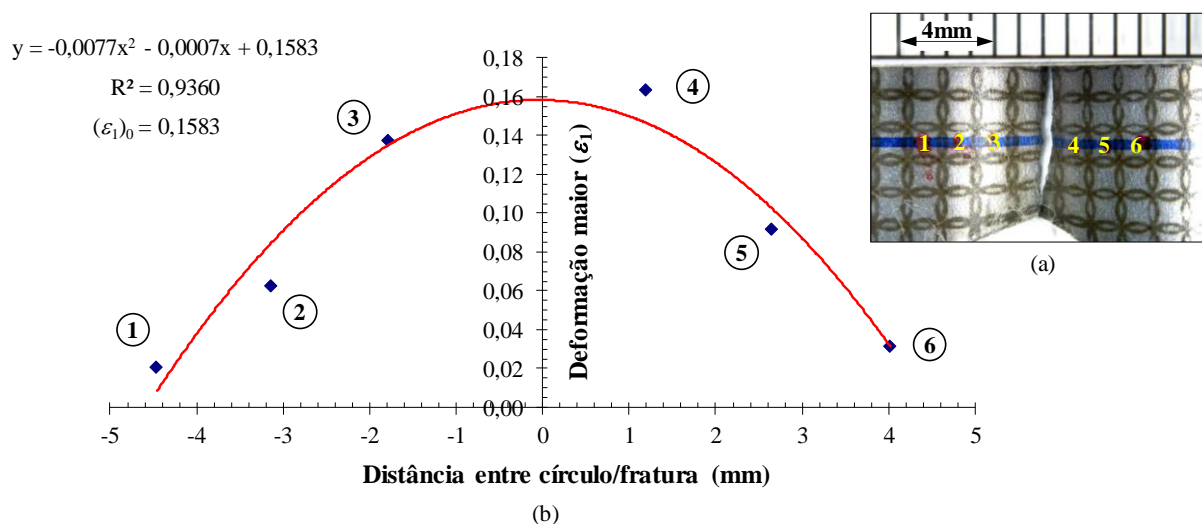


FIGURA 3.25 - Aplicação do método nº 5 de Zurich: (a) Círculos não fraturados escolhidos para medição da deformação; (b) Interpolação dos seis pontos de deformação (o autor, 2022).

Os parâmetros operacionais adotados nos diferentes grupos de ensaios de conformabilidade são apresentados na TAB. 3.7.

TABELA 3.7 - Parâmetros operacionais usados nos diferentes grupos de ensaios de conformabilidade executados no tribossimulador.

Parâmetros	Especificação		
	Grupo 1	Grupo 2	Grupo 3
Tipo de ensaio	BUT e STT	BUT e STT	DBF
Material da amostra	AISI 304 e AISI 430	AISI 430	AISI 430
Direção da amostra	0° e 90°	0° e 90°	0° e 90°
Geometria da amostra	sem entalhe	sem entalhe	com entalhes
Alongamento relativo	8%	2, 4, 6 e 8%	à fratura
Material do pino	DIN 1.2990	TSF44	AISI O1
Raio do pino de dobramento	6,5 mm	9,0mm	1,5-3,0-4,5-6,0-7,5-9,0-10,5-13,5-16,0-19,5 mm
Rugosidade do pino	0,54 μm	0,27 e 0,54 μm	0,27 μm
Velocidade de ensaio	10,0 mm/s	10,0 mm/s	2,5 e 25,0 mm/s
Condição de contato	lubrificado	seco e lubrificado	lubrificado
Equação de atrito	28	28	22

(o autor, 2022)

A cada novo ensaio, as superfícies de contato foram limpas com acetona. O lubrificante utilizado em todos os ensaios lubrificados foi um óleo a base mineral típico de conformação a frio (Lubrificantes GREASE, tipo USI CUT LS 120), com viscosidade cinemática de 120 mPa.s e uma densidade de 0,894 g/cm³. O lubrificante foi aplicado em abundância usando uma escova de óleo de silicone em ambas as superfícies de contato. Para avaliar como o coeficiente de atrito muda à medida que a amostra sofre estiramento durante a execução dos ensaios do Grupo 2, as EQ. 19 e 20 foram usadas para determinar o alongamento relativo e a eficácia do lubrificante, respectivamente.

Durante a execução dos ensaios do Grupo 3, a temperatura máxima na região de dobramento durante a execução dos ensaios, foi medida posicionando-se a termocâmara perpendicularmente e, à distância de 50cm da superfície das amostras. Além disso, a deformação limite de fratura na superfície externa da chapa (ϵ_{1f}), a qual ocorreu na direção perpendicular à fratura dos CPs durante os ensaios DBF, foi obtida pela EQ. 13. A redução de espessura (R_f) e a deformação limite de fratura na espessura da chapa (ϵ_{3f}) foram determinadas usando-se as EQ. 15 e 16, respectivamente. A espessura final (t_f) do CP na região de fratura foi medida por meio de um micrômetro digital (Mitutoyo, capacidade de 0-25 mm e resolução de 0,001 mm), sendo que o valor final correspondeu à média de cinco medições em diferentes locais da seção fraturada de cada amostra.

Por outro lado, a deformação limite de fratura na parede da tira metálica devido ao estiramento foi determinada pela razão entre o comprimento máximo e inicial do entalhe, $L_{m\acute{a}x}/L_0$. O valor de $L_{m\acute{a}x}$ foi obtido pelo sensor LVDT (KTM series 275 e com 0,05% de precisão) acoplado à haste do cilindro hidráulico dianteiro do tribossimulador desenvolvido (FIG. 3.4). Por outro lado, L_0 foi obtido por um paquímetro digital (Mitutoyo, capacidade de 0-200 mm e resolução de 0,01).

Por fim, a morfologia das superfícies de fratura foi caracterizada em MEV e, com o intuito de comparar as fraturas reproduzidas em um ambiente de laboratório com aquelas ocorridas em um processo de estampagem industrial, uma peça-exemplo foi estampada a partir da chapa de aço AISI 430 ($t_0 = 0,8$ mm) até a sua fratura e, em seguida, sua superfície de fratura foi caracterizada e as semelhanças foram identificadas e discutidas.

3.4.5. Análise de variância (ANOVA)

Os efeitos dos parâmetros operacionais (razão R/t , velocidade de ensaio e direção do CP) adotados Grupo 3 (ensaios DBF) sobre as variáveis resposta (tipo de fratura, deformação principal maior, alongamento total, redução de espessura, coeficiente de atrito e temperatura) foram avaliados estatisticamente. Nesse sentido, foi utilizado o modelo de análise de variância (ANOVA) para efeitos fixos.

A ANOVA visou fundamentalmente verificar se existia variabilidade nas médias das variáveis respostas em funções dos distintos níveis dos fatores e, se estes, exerceram influência estatisticamente significativa em alguma variável dependente. Além disso, o intervalo de valores para as variáveis de entrada que favorecem a fratura por cisalhamento da chapa aço AISI 430 sob a condição de dobramento e estiramento foi determinado. Para isso, os ensaios DBF foram executados em duas amostras para cada condição de ensaio mostrada na TAB. 3.7, sendo que estas condições foram determinadas por três variáveis de entrada:

- direção do CP: DL-0° ou DT-90°;
- velocidade de ensaio (V ou V_1): 2,5 mm/s ou 25 mm/s;
- razão raio/espessura (R/t) = 1,9 - 3,8 - 5,6; 7,5 - 9,4 - 11,3 - 13,1 - 16,9 - 20,6 - 24,4.

A partir destas variáveis de entrada, cinco variáveis resposta quantitativas e uma qualitativa foram determinadas após a execução dos ensaios DBF:

- deformação principal maior (ϵ_1);
- alongamento total (A_T);
- redução de espessura (R_f);
- coeficiente de atrito (μ);
- temperatura de contato (T_C);
- tipo de fratura (qualitativa).

Posteriormente, gráficos descritivos foram plotados para verificar a relação entre as variáveis de entrada/resposta e para quais intervalos das variáveis respostas ocorre a fratura por cisalhamento. É importante ressaltar, que do ponto de vista do comportamento mecânico do material, os gráficos descritivos foram analisados e discutidos na seção de RESULTADOS E DISCUSSÃO, sobretudo o Grupo 3.

Modelos de regressão foram criados para todas as variáveis respostas, onde buscou-se determinar quais variáveis de entrada apresentam 5% de significância. A análise de resíduos foi realizada com o intuito de verificar os pressupostos do modelo linear, sendo que para isso, foram executados os dois testes descritos a seguir:

- teste de normalidade: o conjunto de dados serão analisados pelo teste de Estimativa de Densidade Kernel (EDK) dos resíduos (método 1) e pelo teste de Shapiro-Wilk (método 2) com o intuito de analisar se cada variável aleatória está normalmente distribuída ou extraída de uma população gaussiana;
- teste de homocedasticidade ou homogeneidade da variância: parte do pressuposto que os erros possuem variância comum. Isso implica que cada tratamento que está sendo comparado pelo teste F, deve ter aproximadamente a mesma variância para que a ANOVA tenha validade. A dispersão dos resíduos será analisada usando o gráfico de resíduos contra valores ajustados.

Além disso, no gráfico de resíduos contra valores ajustados, foi verificada a ausência de qualquer padrão na distribuição dos resíduos, o qual deve formar uma “nuvem aleatória” em torno do valor zero. Qualquer padrão observado na dispersão é um indicativo de que o modelo foi mal especificado, seja pela forma funcional das variáveis de controle ou pela omissão de uma variável importante. Por fim, para determinar o intervalo de valores das variáveis de controle em que ocorre a fratura por cisalhamento, foi simulada uma base de dados grande (10.000 pontos) com as variáveis de controle, contudo, respeitando o domínio dos valores ($1,9 < R/t < 24,4$) utilizados na coleta dos dados experimentais. Dessa forma, foi possível determinar com maior especificidade a razão R/t crítica para cada condição de ensaio e variável resposta.

4. RESULTADOS

4.1. Caracterização dos materiais

4.1.1. Caracterização química

As composições químicas das chapas de aço inoxidável, no estado como recebido, são listadas na TAB. 4.1.

TABELA 4.1 - Composições químicas das chapas de aço inoxidável AISI 304 e AISI 430 (% em peso).

Elemento químico	Como recebido	
	AISI 304	AISI 430
C	0,0218	0,0164
Mn	1,0579	0,2454
Si	0,2689	0,2447
P	0,0397	0,0362
S	0,001	0,0009
Cr	18,2293	16,481
Ni	8,122	0,2964
Mo	0,0831	0,0234
Al	0,0033	0,002
Cu	1,5371	0,0349
Co	0,1823	0,0236
V	0,0429	0,0395
Nb	0,0042	0,3384
Pb	0,0011	---
B	0,0005	---
Ti	0,0032	0,0035
Sn	0,0027	0,0053
W	0,0205	0,0443
N (ppm)	206	231

(o autor, 2022)

Em uma primeira análise, comparando os resultados mostrados na TAB. 4.1 com os da TAB. 3.3, nota-se que ambas as chapas de aço apresentaram concentração de elementos de acordo com as diferentes faixas de composição química recomendada pelo sistema de classificação da norma ASTM A240/A240M (2020).

No aço AISI 430, são empregados baixos teores de C, Mn e Ni, em relação ao aço AISI 304, por esses elementos serem estabilizadores da austenita. Por outro lado, o Si, o Cr e o Nb contribuem para a formação da ferrita. A estrutura austenítica (CFC) é particularmente resistente e dúctil. Entretanto, conforme discutido na revisão bibliográfica, a volatilidade no preço do Ni corroborou para que aço AISI 430 se tornasse uma solução útil e mais econômica em muitas aplicações em detrimento ao aço AISI 304.

Destaca-se, também, a maior concentração de N na composição química do aço AISI 430. LEE *et al.* (2019) demonstraram que o maior teor de N produz um tamanho de grão mínimo e uma altura mínima das estrias. Conforme salientado, o C e N são necessários para manter a estrutura ferrítica, contudo, estes elementos formam carbonetos e nitretos que se precipitam nos contornos de grão, favorecendo a corrosão intergranular e podendo causar outros efeitos deletérios, como a redução da tenacidade ao impacto e o aumento da temperatura de transição dúctil-frágil.

No entanto, YOU *et al.* (2007) e TANURE *et al.* (2017) explicam que elementos estabilizadores como o Nb e Ti controlam de forma bastante eficiente os níveis de carbonetos e nitretos mitigando o efeito da sensitização. ABBASCHIAN *et al.* (2009) explicam que elementos estabilizadores como Nb e Ti podem afetar a microestrutura do material e promover o aumento da resistência mecânica através de três mecanismos: precipitação, refino de grão e solução sólida. Estes elementos também trazem benefícios para a estampabilidade do material, principalmente em aplicações que envolvam estampagem profunda, onde um maior valor de LDR (*Limited Drawing Ratio*) é desejável.

4.1.2. Caracterização microestrutural

Na FIG. 4.1 é mostrada a micrografia da chapa de aço inoxidável AISI 304 no estado como recebido. Pode ser visto que é uma microestrutura tipicamente austenítica (CFC), com tamanho de grão ASTM N° 8 e diâmetro médio $21,5 \pm 2 \mu\text{m}$, não havendo diferença significativa entre a superfície e o centro da chapa. A microestrutura, apresenta-se homogênea, grãos com morfologia poligonal e sem a presença de partículas de inclusões não metálicas.



FIGURA 4.1 - Micrografia da chapa de aço AISI 304 (ataque com reagente Behara) (o autor, 2022).

Em contraste, observa-se na FIG. 4.2, que a chapa de aço AISI 430 apresentou uma microestrutura tipicamente ferrítica (CCC), com certo grau de heterogeneidade na distribuição granulométrica. Próximo à superfície da chapa, os grãos são mais finos devido ao contato com os cilindros durante o processo de laminação, apresentando tamanho de grão ASTM N° 10 e diâmetro médio $10,6 \pm 0,7 \mu\text{m}$. No centro da chapa, observa-se que os grãos são pouco mais grosseiros, apresentando tamanho de grão ASTM N° 9 e diâmetro médio $15,4 \pm 0,4 \mu\text{m}$. Porém, a microestrutura, também, apresenta-se de forma homogênea, grãos com morfologia poligonal e sem a presença de partículas de inclusões não metálicas.

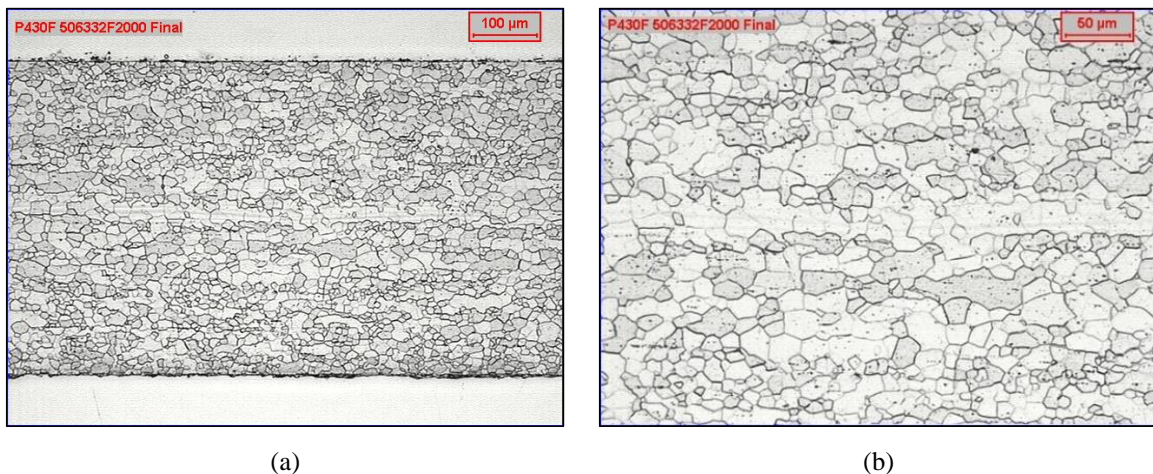


FIGURA 4.2 - Micrografia da chapa de aço AISI 430 (ataque com reagente Villela): (a) Seção transversal; (b) Centro (o autor, 2022).

4.1.3. Caracterização mecânica

A dureza e o Índice de Estampagem Erichsen (IE) de ambas as chapas de aço inoxidável são mostradas na TAB. 4.2. Os resultados indicam que a dureza e o IE medidos para a chapa de aço

AISI 304 foram, em média, 2,1% e 5,8% superiores, respectivamente, aos indicados no catálogo de especificações técnicas da APERAM (2022), enquanto para a chapa de aço AISI 430 foram, em média, 5,3% e 3,0% superiores, respectivamente. Portanto, pode-se concluir que os valores medidos, no estado como recebido e para ambos os materiais, foram compatíveis com aqueles indicados no catálogo de especificações técnicas da fabricante dos materiais.

TABELA 4.2 - Dureza e ductilidade das chapas de aço inoxidável AISI 304 e AISI 430.

Material	Dureza (HV)		IE (mm)	
	Como recebido	APERAM (2022)*	Como recebido	APERAM (2022)
AISI 304	143±4	140	12,7±0,1	12
AISI 430	158±6	150	10,3±0,1	10

*os valores do catálogo foram divulgados em HRB, contudo, para fins de comparação, os valores foram convertidos para HV (o autor, 2022).

As propriedades mecânicas das chapas de aço inoxidável obtidas no ensaio de tração são mostradas na TAB. 4.3.

TABELA 4.3 -Propriedades mecânicas das chapas de aço inoxidável AISI 304 e AISI 430.

Material	Direção do CP	Propriedades mecânicas*							
		S_y (MPa)	S_u (MPa)	e_u (%)	e_t (%)	n	r	r_b	Δr
AISI 304	0°	276,8	605,2	64,2	70,7	0,433	0,876	1,076	-0,393
	45°	276,6	590,0	63,9	71,3	0,422	1,272		
	90°	281,2	603,8	63,7	71,2	0,434	0,882		
AISI 430	0°	316,1	464,9	22,3	32,7	0,205	1,419	1,366	0,340
	45°	343,4	475,6	17,9	27,2	0,188	1,196		
	90°	317,5	466,5	19,8	33,2	0,201	1,654		

* S_y = limite de escoamento; S_u = limite de resistência; e_u = alongamento uniforme; e_t = alongamento total; n = coeficiente de encruamento; r = coeficiente de anisotropia normal; r_b = coeficiente de anisotropia normal média; ΔR = coeficiente de anisotropia planar (o autor, 2022).

O limite de escoamento, S_y , do aço AISI 430 foi, em média, 15% superior ao do aço AISI 304. De acordo com PADILHA e SICILIANO (2005), os AIA apresentam Energia de Defeito de Empilhamento (EDE) maior que os AIF e, além disso, apresentam a tendência das discordâncias formarem subestrutura celular e com livre caminho médio de escorregamento maior nessas estruturas com maior EDE. Desta forma, o aço AISI 304 escoou mais fácil com valores de S_y menores. Por outro lado, os resultados mostram que o limite de resistência à tração, S_u , do aço

AISI 304 foi, em média, 22% superior ao do aço AISI 430. Essa maior diferença ($S_u - S_y$) do aço AISI 304 é indicativo de sua maior capacidade de encruamento, conforme valor do coeficiente de encruamento, n , mostrado na TAB. 4.3.

LO *et al.* (2019) explicam que os AIA são metaestáveis à temperatura ambiente e sofrem transformação induzida por plasticidade, ou seja, efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*). A formação de martensita aumenta a taxa de endurecimento por trabalho a frio resultando em um alto limite de resistência e excelente alongamento uniforme ($e_u = n$) em comparação aos AIF. Como pode ser visto na TAB. 4.3, o alongamento uniforme do aço AISI 304 foi, em média, 69% superior ao do aço AISI 430. Este comportamento faz com que os AIA apresentem um melhor desempenho no estiramento biaxial, pois se alongam mais até que a estricção ocorra. O maior valor do Índice de Estampagem Erichen (IE) (~23%) do aço AISI 304 mostrado na TAB. 4.2 também sustenta esta conclusão.

De acordo com diversos autores (BRESCIANI FILHO *et al.*, 2011; HOSFORD e CADELL, 2011; DIETER, 1986), para se chegar a uma melhor condição de embutibilidade, deve-se obter na laminação da chapa metálica valores elevados para o coeficiente de anisotropia normal médio, r_b , e valores baixos para o coeficiente de anisotropia planar, Δr . Quanto maior o valor de r_b , maior é a resistência à deformação na espessura (direção normal ao plano da chapa) durante a operação de estampagem, permitindo que estampos mais profundos sejam produzidos. Por outro lado, o menor valor de Δr proporciona menores níveis de orelhamento na chapa durante a operação de estampagem e, conseqüentemente, menor desperdício na linha de produção. Neste contexto, os resultados indicam que os valores de r_b e Δr para o aço AISI 430 foram, em média, 27% superior e 16% inferior ao do aço AISI 304, respectivamente. Portanto, pode-se inferir que o aço AISI 430 apresenta uma melhor embutibilidade. Em relação à estirabilidade, o aço AISI 304 se comporta melhor em comparação ao aço AISI 430, pois devido ao efeito TRIP pode distribuir as deformações de forma mais homogênea, retardando ao máximo o início da estricção que leva o material à ruptura.

4.1.4. Caracterização tribológica no ensaio PSD (AISI 430)

Na TAB. 4.4 são mostrados os parâmetros de rugosidade medidos para os materiais utilizados no presente estudo. É importante destacar, que a superfície dos pinos ferramenta sofreram diferentes níveis de acabamento para estarem em conformidade com os parâmetros

operacionais estabelecidos na TAB. 3.7. A rugosidade dos pinos destinados aos ensaios PSD foi medida no sentido longitudinal da superfície cilíndrica.

TABELA 4.4 - Parâmetros de rugosidade medidos para os materiais utilizados.

Material	Parâmetros de rugosidade (μm)*			
	R_a	R_q	R_z	R_t
AISI 304	0,07±0,01	0,08±0,01	0,90±0,12	1,22±0,20
AISI 430	0,05±0,01	0,07±0,02	0,69±0,27	1,35±1,00
TSF44 (A)	0,27±0,05	0,37±0,09	2,71±1,12	5,47±4,42
TSF44 (B)	0,54±0,02	0,74±0,04	4,53±0,04	6,18±0,84
DIN 1.2990	0,54±0,04	0,37±0,10	2,82±1,52	5,95±0,75
AISI O1	0,27±0,07	0,36±0,09	3,62±1,55	2,28±0,55

* R_a = rugosidade média, R_q = desvio médio quadrático, R_z = altura máxima do perfil de rugosidade, R_t = profundidade total da rugosidade (o autor, 2022).

Como o aço AISI 430 é o foco do presente estudo, logo, na FIG. 4.3 são mostrados os resultados obtidos no ensaio PSD, sendo que o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste foram plotados em função da rugosidade do pino (parâmetro R_a) e condição de lubrificação. Conforme pode ser visto nas FIG. 4.3a e b, o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste aumentaram à medida que a rugosidade do pino aumentou sob condições secas e lubrificadas. Geralmente, ferramentas com superfície dura e rugosa deslizando sob uma superfície macia e lisa produzem um maior número de detritos que aumentam o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste.

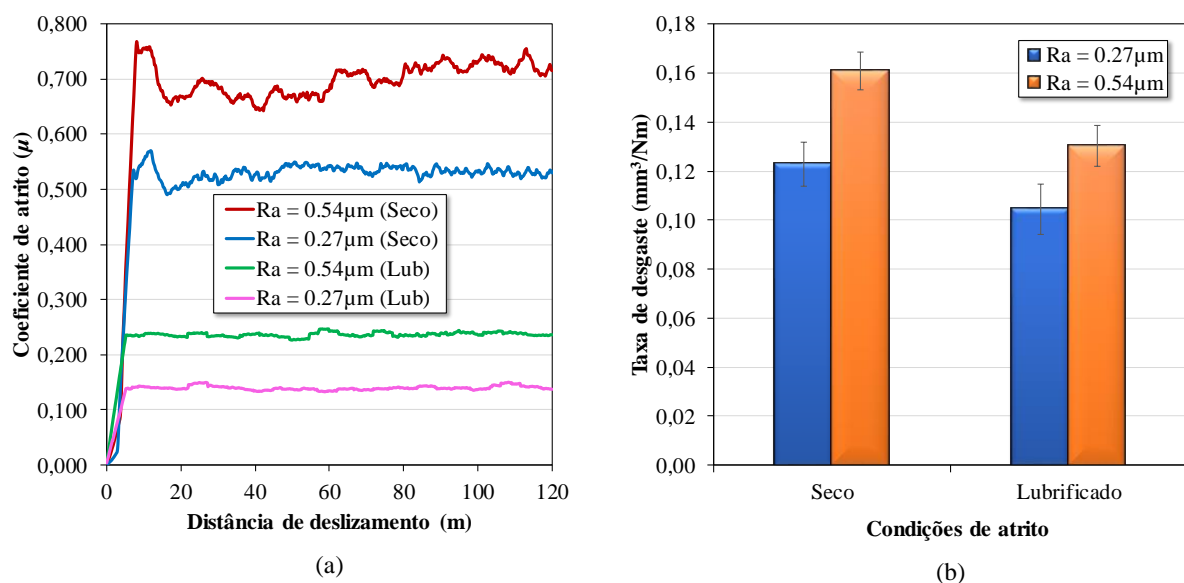


FIGURA 4.3 - Influência da rugosidade do pino (parâmetro R_a) e condição de lubrificação no atrito e desgaste do aço AISI 430 submetido ao ensaio PSD: (a) coeficiente de atrito; (b) taxa de desgaste (o autor, 2022).

O aumento súbito do coeficiente de atrito no início do deslizamento (~ 3 m) é devido à remoção da camada superficial triboquímica e ao aumento da adesão do par de materiais com o acréscimo na limpeza das áreas interfaciais. Nesse estágio ocorre o desprendimento de partículas de desgaste que elevam substancialmente o valor do coeficiente de atrito. Ao mesmo tempo, observa-se na FIG. 4.3a que o lubrificante diminuiu o valor do coeficiente de atrito. De acordo com ALTAN e TEKKAYA (2012), o lubrificante tem a função de reduzir o efeito das forças intermoleculares que causam adesão entre as tribossuperfícies, o que explica o menor coeficiente de atrito em comparação aos ensaios realizados a seco. Entretanto, é importante destacar que, parâmetros como a viscosidade, temperatura e velocidade periférica precisam ser suficientes para formar o filme lubrificante. Embora a taxa de desgaste também exibiu uma tendência de diminuir sob condição lubrificada, BLAU (2009) pontua que os coeficientes de atrito não podem e não devem ser usados para estimar o desgaste de materiais *a priori*, a menos que essa relação dentro um tribossistema específico foi estabelecido. O autor observou que existe uma relação mais consistente entre atrito e desgaste sob condições predominantemente abrasivas do que sob condições de deslizamento que envolvem adesão e outros processos.

Adicionalmente, observa-se que o coeficiente de atrito obtido com o uso do pino de maior rugosidade ($R_a = 0,54 \mu\text{m}$) sob condição seca, apresentou uma maior instabilidade ao longo da pista de deslizamento em comparação ao de menor rugosidade ($R_a = 0,27 \mu\text{m}$). Esse comportamento pode ser atribuído a dois motivos principais: rugosidade do pino e propriedades mecânicas da chapa. A maior rugosidade do pino tende a produzir uma maior quantidade de detritos, causando uma maior deterioração da camada de óxido que funcionava como lubrificante sólido. Isso também explica o efeito mais pronunciado do fenômeno *sitck-slip*. De acordo com HUTCHINGS e SHIPWAY (2017), se a dureza da camada de óxido possuir um valor menor que a do metal sendo desgastado, ele atuará como um filme lubrificante sólido reduzindo o coeficiente atrito e desgaste. Portanto, pode-se concluir que o desgaste causado com o uso do pino menor rugosidade foi amenizado pela maior quantidade de óxidos (por exemplo, óxidos à base de Fe e Cr) que se formaram durante o contato deslizante.

Nota-se ainda, que a partir de 60 m de deslizamento, o coeficiente de atrito apresentou uma tendência de aumentar seu valor com o uso do pino de maior rugosidade sob condição seca. Este comportamento pode ser atribuído à maior quantidade de detritos que se aglomeram na trilha de desgaste. HOLMBERG e MATTHEWS (2009) explicam que a aglomeração de detritos atua como um terceiro corpo na interface de contato sulcando e deformando plasticamente a

superfície mais macia (chapa metálica) e, como resultado, o atrito e a taxa de desgaste aumentam drasticamente e com grande instabilidade.

Uma combinação de atrito e aumento de temperatura também pode ter contribuído para a ocorrência de fenômenos adesivos de detritos de desgaste na superfície do pino, agravando o mecanismo de desgaste abrasivo. Isso pode ser justificado pela alta compatibilidade metalúrgica entre o W e Cr, pois o pino de metal duro e a amostra de aço AISI 430 contém alta concentração destes elementos em sua composição, respectivamente. Essa alta compatibilidade metalúrgica é corroborada pela tabela de RABINOWICZ (1995) que, segundo o autor, metais metalurgicamente compatíveis apresentam alto atrito e desgaste durante o deslizamento.

Na FIG. 4.4a é mostrada uma imagem da seção da amostra (ensaiada com o uso do pino de maior rugosidade) que foi obtida por MO, onde observa-se que a superfície da trilha de desgaste foi mais profunda e a subsuperfície apresentou grãos altamente deformados e endurecidos (~225 HV) em comparação à superfície sem desgaste. Na FIG. 4.4b é mostrada uma imagem de MEV obtida da superfície da trilha de desgaste, na qual pode ser visto que a superfície da trilha de desgaste apresentou alguns microefeitos decorrentes dos mecanismos de desgaste por deslizamento, como partículas de detritos, trincas, sulcos e flocos de delaminação.

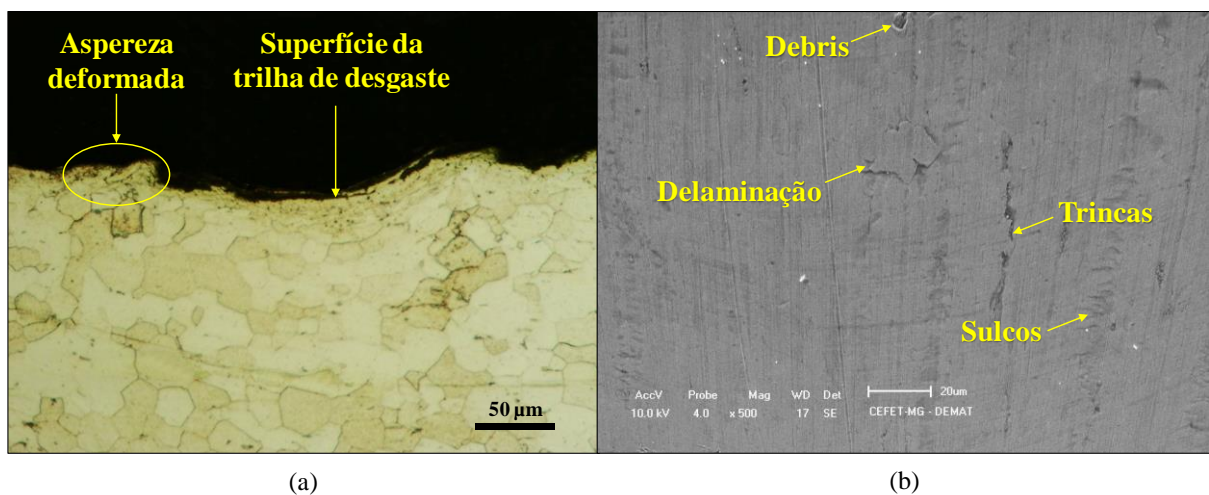


FIGURA 4.4 - (a) imagem de MO da seção transversal (ataque com reagente Vilella); (b) imagem de MEV da superfície da trilha de desgaste (seca) (o autor, 2022).

A formação de óxidos também pode ter contribuído na eficiência do lubrificante líquido utilizado nos ensaios. De acordo com SCHEY (1984), a formação de óxidos em contatos deslizantes atua como âncora ou reagem quimicamente com o lubrificante líquido melhorando sua eficiência. Nesse sentido, o índice de eficiência do lubrificante (L_e) determinado com o uso

da EQ. 20, para os pinos com rugosidades $Ra = 0,27 \mu\text{m}$ e $Ra = 0,54 \mu\text{m}$ foi, em média, 74% e 65%, respectivamente. Pode ser visto na FIG. 4.3a, que houve uma significativa atenuação do fenômeno *sitck-slip* nas curvas de atrito sob condição lubrificada, sendo que o coeficiente de atrito foi mantido praticamente constante durante o regime de atrito dinâmico. A menor eficiência do lubrificante com o uso do pino de maior rugosidade pode ser atribuída à maior geração de detritos na trilha de desgaste e ao maior grau de achatamento das asperezas da tira metálica pois a mesma é muito mais macia do que o pino. TRZEPIECINSKI (2020) explica que em contatos lubrificadas, as asperezas das superfícies funcionam como uma reserva adequada de lubrificante na interface de contato, mas seu achatamento diminui a capacidade de reter mais lubrificante causando uma mudança no regime de lubrificação devido à alta carga normal e, como resultado, ocorre uma maior interação entre as tribossuperfícies que, aliada à maior geração de detritos, diminuem a eficiência do lubrificante.

4.2. Tribossimulador desenvolvido

Na FIG. 3.4 foi mostrado o tribossimulador desenvolvido para a execução do presente estudo e, a seguir, são destacados os avanços significativos e vantagens do equipamento construído em comparação a outros existentes:

- quatro diferentes tipos de ensaios de conformabilidade podem ser realizados de forma automatizada: ensaios BUT, STT, DBS e DBF;
- tiras metálicas com ampla faixa de comprimentos podem ser testadas, o que reduz significativamente a perda de material nos ensaios experimentais;
- o sensor e medidor de torque permitem que o coeficiente de atrito seja calculado diretamente pelas EQ. 22 e 28 (TAB. 2.4), o que reduz significativamente o tempo de ensaio e o número necessário de CPs;
- os sensores indutivos permitem o ajuste da distância máxima de deslocamento dos atuadores hidráulicos;
- o sistema hidráulico é equipado com duas bombas hidráulicas, uma de baixa e outra de alta vazão, permitindo que o tribossimulador seja operado em diferentes velocidades, pressões, forças e tempos de parada.

4.3. Ensaio sob dobramento e estiramento - Grupo 1

4.3.1. Forças atuantes, torque medido e repetibilidade

Nas FIG. 4.5a e b são mostrados alguns dos resultados experimentais obtidos nos ensaios do Grupo 1, ou seja, validação do tribossimulador. Nestes exemplos, a tira de aço AISI 304 foi submetida aos ensaios BUT e STT, onde as forças atuantes (F_1 e F_2) e o torque induzido por atrito (T) foram plotados em função do tempo de ensaio e orientação da tira metálica (0° e 90°). O intervalo de 0 a 5s é o tempo necessário para iniciar o ensaio após o comando de ativação automática na tela da IHM. Segundo TRZEPIECINSKI (2019), o aumento das forças atuantes pode ser atribuído ao encruamento do material. No entanto, o aumento da resistência ao atrito entre a tira e o pino faz com que $F_1 > F_2$. Portanto, uma maior diferença entre as forças atuantes corresponde a uma maior força de atrito (F_f) atuando na interface do tribocontato. Esta afirmação está de acordo com a EQ. 33, onde $(F_1 - F_2) \propto F_f$ se a força de dobramento, F_b , for mantida constante.

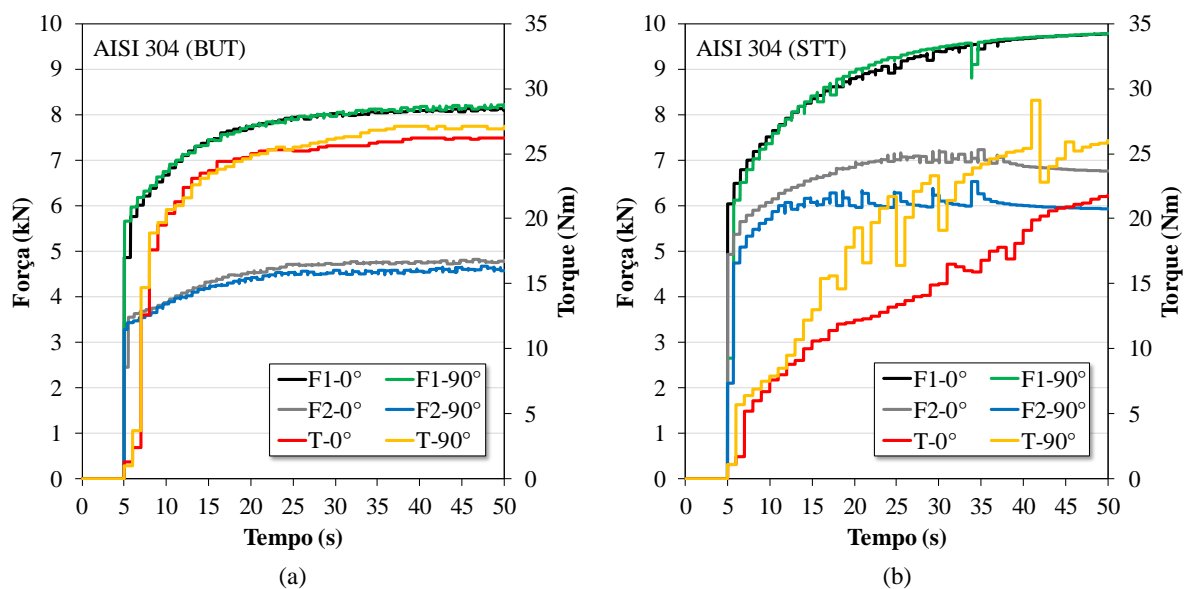


FIGURA 4.5 - Forças atuantes e torque medido em função do tempo de ensaio e orientação da tira de aço AISI 304: (a) ensaio BUT; (b) ensaio STT (o autor, 2022).

Uma análise mais cuidadosa dos resultados revelou que a intensidade das forças atuantes foi geralmente maior no ensaio STT (FIG. 4.5b) do que no ensaio BUT (FIG. 4.5a). Conforme ilustrado na FIG 2.39c, o ensaio STT é semelhante ao ensaio de tração convencional, ou seja, uma extremidade da tira permanece fixa enquanto a outra se desloca, causando o aumento na intensidade das forças atuantes para gerar o movimento relativo entre a tira e o pino. No entanto, isso não significa que a resistência ao atrito seja maior, pois, conforme discutido, a diferença entre as forças atuantes é proporcional à força de atrito, logo, a força de contratensão ou restrição (F_2) é que controla o atrito. FOLLE e SHAEFFER (2017), SUNG *et al.* (2012) e PUROHIT (2015) chegaram à mesma conclusão.

Os resultados experimentais também podem ser analisados a partir do torque induzido por atrito (T) medido durante os ensaios de conformabilidade. Conforme mostrado na FIG. 4.5b (linhas vermelhas e amarelas), o torque medido apresentou a mesma tendência que a diferença entre as forças atuantes, ou seja, um torque medido maior correspondeu a uma força de atrito maior na interface contato. FOLLE e SHAEFFER (2017) destacaram que o valor do torque aumenta proporcionalmente com o aumento da pressão de contato e, que além de permitir o cálculo direto do coeficiente de atrito pelas EQ. 22 e 28, o sensor de torque pode determinar com maior precisão a quebra do filme lubrificante, pois é mais sensível às pequenas alterações no tribocontato em comparação com a simples análise das forças atuantes.

Na FIG. 4.6 são mostrados os resultados que avaliaram a repetibilidade das medições do coeficiente de atrito com o tribossimulador desenvolvido. Três CPs similares do aço AISI 304 foram testados nas mesmas condições de processo (ensaio BUT, $R = 6,5$ mm, $V_1 = 10$ mm/s e contato lubrificado). Dois diferentes estágios podem ser observados nas curvas de atrito obtidas durante os ensaios de conformabilidade. De acordo com TRZEPIECINSKI e LEMU (2020), o aumento do coeficiente de atrito no início do ensaio (1º estágio) é tipicamente atribuído à acomodação das superfícies de contato antes de atingir um estágio estável (2º estágio) exibido por condições de atrito linear. Neste exemplo, o coeficiente de atrito foi determinado usando a EQ. 28 na faixa estável do ensaio (2º estágio), e o seu valor foi, em média, 0,196, com desvio padrão de 0,020, indicando que a repetibilidade das medidas efetuadas com o tribossimulador foi satisfatória.

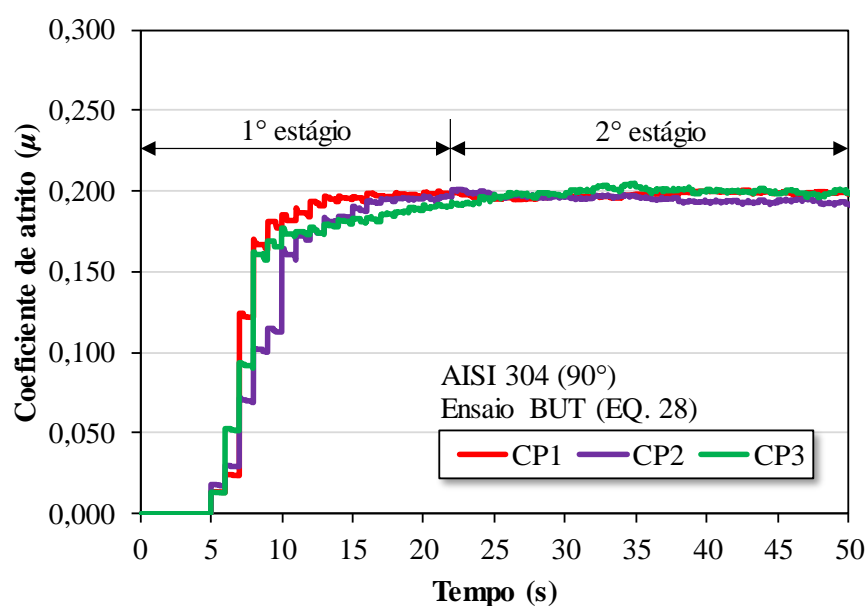


FIGURA 4.6 - Repetibilidade dos coeficientes de atrito medidos com o tribossimulador desenvolvido (o autor, 2022).

4.3.2. Análise dos coeficientes de atrito

Na FIG. 4.7 são mostrados os valores dos coeficientes de atrito, os quais foram plotados em função do material (AISI 304 e AISI 430), tipo de ensaio (BUT e STT) e orientação da tira (0° e 90°). Estes resultados também podem ser vistos no Anexo 2.

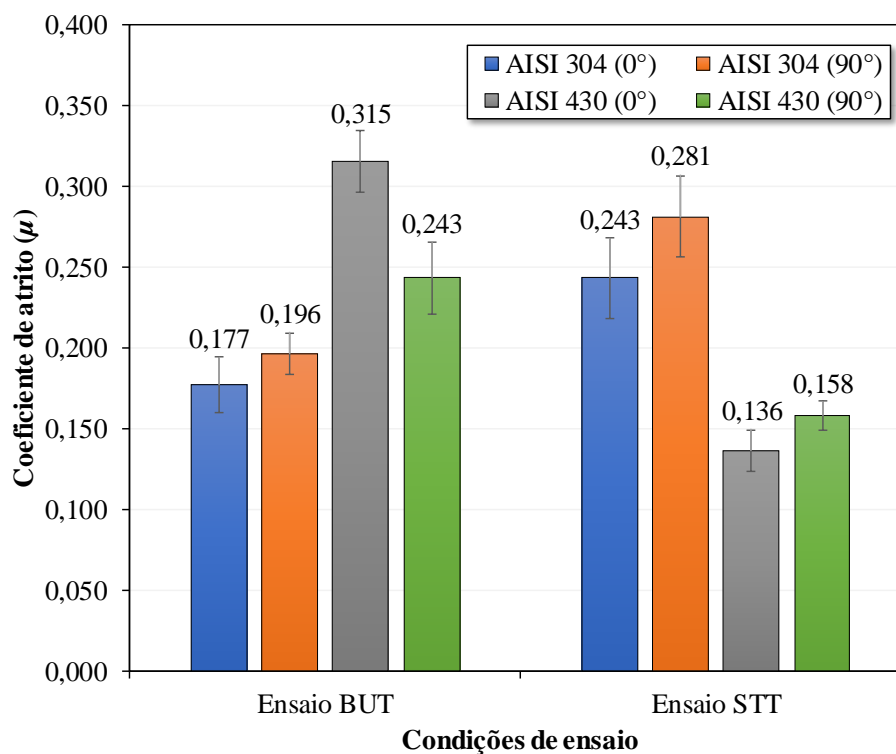


FIGURA 4.7 - Coeficientes de atrito plotados em função do material, ensaio de conformabilidade e orientação da tira (o autor, 2022).

As diferenças mais pronunciadas nos resultados foram identificadas e os efeitos dos ensaios de conformabilidade, textura e microestrutura da chapa no coeficiente de atrito são discutidas nas seções seguintes, respectivamente.

4.3.2.1. Efeito do ensaio BUT

Os resultados indicam que os coeficientes de atrito medidos a partir do ensaio BUT para o aço AISI 430 foram, em média, 33% superiores que os obtidos para o aço AISI 304. Segundo KIM *et al.* (2010), dobrar a tira sobre o pino durante o ensaio BUT cria uma condição próxima à condição de deformação plana, mesmo que a largura seja estreita em relação ao comprimento. Conforme mostrado na TAB. 4.3, o aço AISI 430 apresentou maior heterogeneidade de propriedades em comparação ao aço AISI 304 e, como resultado, o coeficiente de anisotropia

normal médio, r_b , também foi maior (~21%), aumentando sua resistência ao afinamento e, consequentemente, sua capacidade de se deformar no plano é maior, o que fez aumentar o comprimento de deslizamento, a rugosidade da tira e a resistência ao atrito.

Portanto, uma maior deformação plana implica em um aumento na rugosidade da superfície, causando uma maior geração de detritos durante o deslizamento da tira sobre o pino de dobramento. Este aumento da rugosidade está associado às bandas de deformação que se desenvolvem na superfície da chapa durante a deformação plástica. Neste contexto, TRZEPIECINSKI (2019) e MASTERS *et al.* (2013) demonstraram que o coeficiente de atrito aumenta com o aumento da rugosidade da tira metálica pela deformação plástica sob condições de contato seco e lubrificado. De acordo com DIETER (1986) e ABBASCHIAN *et al.* (2009), este fenômeno foi descoberto originalmente em aços de baixo carbono e, geralmente é acompanhado pela formação de bandas de escorregamento que se formam em um ângulo de aproximadamente 45° com o eixo de tração. Além de aumentar o atrito durante o tribocontato, estas bandas prejudicam o acabamento das chapas em processos CCM, especialmente nas peças estampadas em que a aparência é levada em conta.

Na FIG. 4.8b é mostrado o efeito da deformação plástica na superfície topográfica da tira de aço AISI 430 submetida ao ensaio BUT em comparação com a tira indeformada (FIG. 4.8a), ou seja, no estado como recebido.

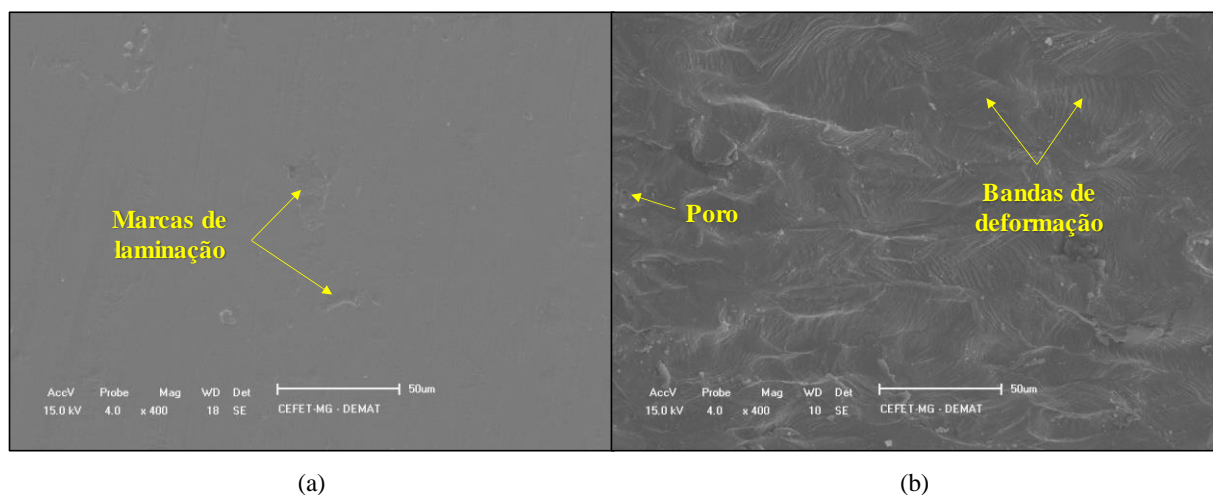


FIGURA 4.8 - Imagens de MEV da superfície topográfica da tira de aço AISI 430 sob diferentes condições de ensaio: (a) Indeformado; (b) Ensaio BUT (o autor, 2022).

Marcas de laminação foram vistas na tira indeformada (FIG. 4.8a), enquanto que poros e bandas de deformação foram identificados na superfície da tira no estado deformado

(FIG. 4.8b). Estes comportamentos foram observados em ambos os materiais e ensaios de conformabilidade, contudo, em diferentes intensidades devido ao nível de deformação plástica imposta à cada material e ensaio.

GARRISON Jr e MOODY (1987) discutiram uma teoria de fratura dúctil em metais que explica a geração de bandas de deformação alinhadas. Os autores acreditavam que essas linhas de deformação são regiões potenciais para nucleação de vazios e fratura. Nestas condições, a resistência ao atrito aumenta devido à maior interação entre as asperezas das tribossuperfícies. Portanto, pode-se concluir que o aumento do coeficiente de atrito para o aço AISI 430 no ensaio BUT foi devido à maior capacidade de se deformar no plano da chapa. É muito provável que os detritos oriundos do maior movimento relativo entre a chapa e a ferramenta tenham agravado o atrito e desgaste.

BHUSHAN (2013) explicou que o deslizamento relativo introduz uma força de atrito (tangencial) na interface do tribocontato e, à medida que a magnitude da tensão de cisalhamento aumenta, o coeficiente de atrito também aumenta. Contudo, se a dureza das asperezas apresentarem a tendência em aumentar de forma significativa, o coeficiente de atrito pode se comportar de maneira diferente. Geralmente, em processos CCM, a força tangencial é resultado do efeito combinado de deformação plástica e deslizamento da tira sobre a ferramenta. Nessas condições, se as asperezas da tira forem mais macias, o mecanismo de deformação plástica ou achatamento causam o aumento da área de contato real e, como resultado, a resistência ao atrito tende a aumentar devido ao aumento das junções.

TRZEPIECINSKI (2019) sublinha que a área de contato real depende de fatores como os parâmetros de rugosidade, força normal entre o par tribológico devido à deformação, geometria da superfície de contato e propriedades do material. Este último está associado à capacidade de endurecimento das asperezas do material e tem forte influência no comportamento tribológico, conforme introduzido pela EQ. 18. Portanto, as asperezas da chapa de aço com maior capacidade de encruamento são menos achatadas pelas asperezas duras da ferramenta. Desta forma, os vales podem armazenar mais lubrificante reduzindo o atrito e desgaste. Neste contexto, pode ser visto na TAB. 4.3 que o aço AISI 304 apresentou um coeficiente de encruamento, n , consideravelmente maior (~54%) em comparação ao aço AISI 430, o que pode ter proporcionado uma lubrificação mais eficaz durante o ensaio BUT.

A diferença entre os valores iniciais de rugosidade (parâmetro Ra) também pode ter contribuído para o menor coeficiente de atrito do aço AISI 304 no ensaio BUT, pois sua rugosidade inicial foi, em média, 40% maior que a do aço AISI 430, como mostrado na TAB. 4.4. EVIN *et al.* (2021) explicaram que em uma superfície muito lisa, o lubrificante não é bem retido nas superfícies de contato durante a estampagem da chapa e, como resultado, as tribossuperfícies sofrem caldeamento, mesmo em baixas pressões e trajetórias curtas de estampagem. Em contraste, TRZEPIECINSKI e LEMU (2020) explicaram que uma superfície rugosa pode reter mais lubrificante nos vales de suas asperezas, logo, a lubrificação na interface de contato é mais eficiente, diminuindo a resistência ao atrito. No entanto, segundo os autores, isso só é verdade até certo ponto, pois o equilíbrio entre os mecanismos de adesão e deformação plástica controlam o atrito e o desgaste durante o tribocontato, conforme ilustrado na FIG. 2.32.

4.3.2.2. Efeito do ensaio STT

Conforme mostrado na FIG. 4.7, as chapas de aço apresentaram diferentes comportamentos durante o ensaio STT, ou seja, os coeficientes de atrito obtidos para a tira de aço AISI 304 foram, em média, 44% maiores que os obtidos para a tira de aço AISI 430. Esse comportamento pode ser atribuído ao efeito mútuo de dois fatores principais: o modo de deformação e a ductilidade da chapa.

Conforme ilustrado na FIG. 3.39c, a deformação por estiramento uniaxial é predominante no ensaio STT. Uma vez que o alongamento uniforme foi alcançado e a estricção começou, a deformação plástica se concentrou na espessura, enquanto o plano e a largura da tira não estavam mais sujeitos à deformação plástica. Conforme salientado, o aço AISI 304 exibiu um alongamento uniforme substancialmente maior (~69%) comparado ao aço AISI 430, ou seja, até o início da estricção, o aço AISI 304 apresentava maior deformação plástica e deslizamento sobre a ferramenta. Nestas condições, o movimento relativo entre a chapa e a ferramenta foi mais severo para o aço AISI 304 em comparação ao aço AISI 430. Conforme discutido anteriormente, a rugosidade da tira aumenta com o aumento da deformação plástica e, além disso, a magnitude da tensão de cisalhamento nas junções aumenta com o aumento do deslizamento da tira sobre o pino e, por conseguinte, a resistência ao atrito também aumenta.

Uma análise mais detalhada da FIG. 4.7 revelou que o aço AISI 304 apresentou maior coeficiente de atrito (~29%) no STT em relação ao obtido no ensaio BUT, enquanto para o aço

AISI 430, o coeficiente de atrito foi menor no STT (~47%). As prováveis causas desses diferentes comportamentos são discutidas nas seções seguintes.

4.3.2.3. Efeito da textura

Os resultados apresentados na FIG. 4.7 sugerem que a direcionalidade da textura influenciou fortemente o comportamento tribológico de ambas as chapas de aço nos ensaios de conformabilidade, podendo ser atribuído à anisotropia do comportamento plástico de ambas as chapas de aço. HOSFORD e CADELL (2013) explicaram que as duas principais causas de anisotropia são as orientações preferenciais dos grãos (textura cristalográfica) e das fibras do material, que por sua vez refletem no alongamento e alinhamento de características microestruturais, como inclusões e contornos de grão. A anisotropia do comportamento plástico é quase inteiramente causada pela presença de orientações preferenciais. Conforme salientado, a anisotropia é avaliada pelo coeficiente de anisotropia normal, r . Nesse contexto, BANABIC *et al.* (2002) destacaram que quanto maior este coeficiente, mais anisotrópico é o material, logo, conforme mostrado na TAB. 4.3, o aço AISI 430 foi mais anisotrópico que o aço AISI 304, o que explica sua maior resistência ao afinamento e, conseqüentemente, sua maior capacidade de deformação plana por embutimento. Por outro lado, o aço AISI 304 possui maior capacidade de deformação plana por estiramento.

Conforme pode ser visto na FIG. 4.7, para as tiras de aço AISI 304 submetidas aos ensaios BUT e STT, os coeficientes de atrito obtidos na direção perpendicular à laminação (90°) foram, em média, 10% e 14% superiores aos obtidos na direção de laminação (0°), respectivamente. Este comportamento pode ser atribuído ao maior coeficiente de anisotropia normal exibido pela tira de aço AISI 304 nesta direção, pois a rugosidade tende a aumentar em maior grau com o aumento da quantidade de deformação plástica e, conforme salientado, nestas condições, a interação entre as asperezas do tribocontato e a resistência ao atrito também aumentam.

No ensaio STT, a tira de aço AISI 430 também apresentou maior coeficiente de atrito (~14%) na direção de 90° pelos mesmos motivos. No entanto, conforme mostrado na FIG. 4.7, o coeficiente de atrito se comportou de forma diferente em comparação ao medido no ensaio BUT. Embora a chapa de aço AISI 430 tenha apresentado maior coeficiente de anisotropia normal na direção de 90° , o coeficiente de atrito foi, em média, 23% maior na direção de 0° . FERRARINI (2014) investigou o comportamento tribológico destes materiais (AISI 304 e AISI 430) no ensaio BUT e encontrou resultados semelhantes. A causa provável desse

comportamento do aço AISI 430 pode ser atribuída ao fenômeno de estriamento da tira metálica. Conforme discutido na revisão de literatura, o estriamento faz aumentar a rugosidade da tira metálica e, como resultado, tende a causar uma lubrificação deficiente e uma distribuição heterogênea de deformação da chapa sobre a superfície da ferramenta na presença de grandes gradientes de tensão.

KODUKULA *et al.* (2021) quantificaram as estrias em AIF e demonstraram que sua intensidade aumenta com o aumento do alongamento. Nesse contexto, na FIG. 4.9a é feita uma comparação do estado superficial das tiras sob três diferentes condições de ensaio. Pode ser visto nas FIG. 4.9c e d, que as estrias formadas durante os ensaios BUT e STT aumentaram em relação ao estado indeformado (FIG. 4.9b). Além disso, pode ser visto na FIG. 4.9c, que as estrias formadas durante o ensaio BUT foram mais profundas e mais largas do que as formadas durante o ensaio STT (FIG. 4.9d). Apoiando estes argumentos, os valores de rugosidade da tira (parâmetro Ra) medidos após o ensaio BUT e STT foi, em média, $4,275 \pm 0,198 \mu\text{m}$ e $1,457 \pm 0,164 \mu\text{m}$, respectivamente, o que também explica o maior coeficiente de atrito exibido pela tira de aço AISI 430 durante o ensaio BUT, como mostrado na FIG. 4.7.

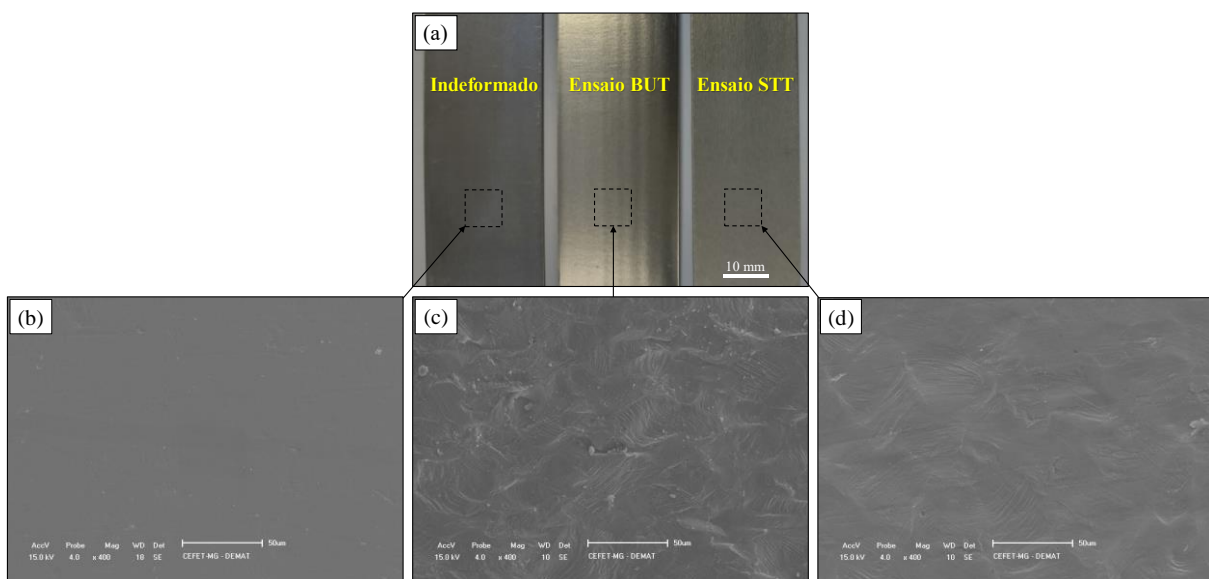


FIGURA 4.9 - (a) imagem fotográfica comparando o estado superficial de tiras do aço AISI 430 sob três diferentes condições de ensaio; (b) imagem de MEV da superfície indeformada; (c) imagem de MEV da superfície após o ensaio BUT; (d) imagem de MEV da superfície após o ensaio STT (o autor, 2022).

4.3.2.4. Efeito da microestrutura

A FIG. 4.10 mostra imagens de MO das microestruturas das chapas de aço após a execução dos ensaios BUT e STT.

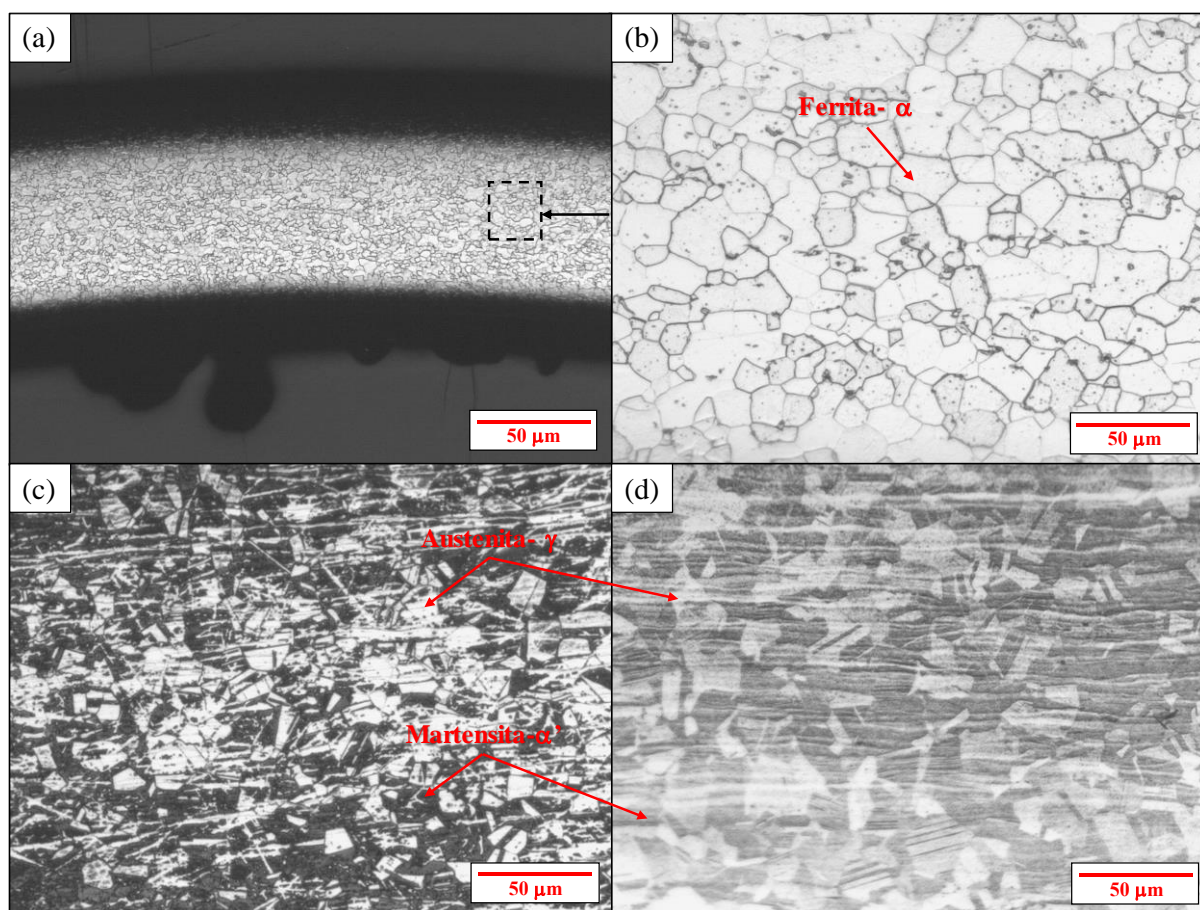


FIGURA 4.10 - Microestrutura das chapas de aço inoxidável: (a) e (b) são micrografias do aço AISI 430 (ataque com reagente Villela) submetidas ao ensaio BUT; (c) e (d) são micrografias do aço AISI 304 (ataque com reagente Behara) submetidas aos ensaios BUT e STT, respectivamente (o autor, 2022).

Assim como mostrado na FIG. 4.2, a tira de aço AISI 430 submetida aos ensaios BUT e STT é, predominantemente, composta por ferrita- α , com grãos menores próximo à superfície da chapa (FIG. 4.10a) e maiores na região central (FIG. 4.10b). Não houve variação significativa no tamanho de grão. Em contraste, a tira de aço AISI 304 que apresentava uma matriz tipicamente austenítica (FIG. 4.1), após os ensaios de conformabilidade citados, exibiu duas fases diferentes em sua microestrutura, austenita- γ e martensita- α' , como mostrado nas FIG. 4.10c e d. Isso sugere que uma transformação de fase ocorreu durante o processo de deformação plástica. De acordo com BLECK *et al.* (2017), os AIA são metaestáveis, sendo que a fase austenita- γ pode se transformar em martensita, através do efeito TRIP, nos tipos (ϵ ou α'), em intensidades dependentes das propriedades específicas do material e condições de ensaio.

A FIG. 4.11 mostra os padrões de DRX das amostras submetidas às diferentes condições de ensaio (não deformada, ensaios BUT e STT). Apenas as fases austenita- γ e martensita- α' foram identificadas nos três difractogramas, e não houve picos indicando a presença de martensita- ϵ , muito provavelmente, porque a grande quantidade de deformação plástica completou a

transformação martensítica sequencial $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ em ambos os ensaios de conformabilidade. Além disso, é possível notar que a intensidade do pico de martensita- α' aumentou com a severidade do ensaio de conformabilidade, indicando que o efeito TRIP foi mais intenso no ensaio BUT em comparação ao STT. Essa diferença de comportamento observada na FIG. 4.11 também é corroborada pela análise comparativa entre as microestruturas mostradas nas FIG. 4.10c e d.

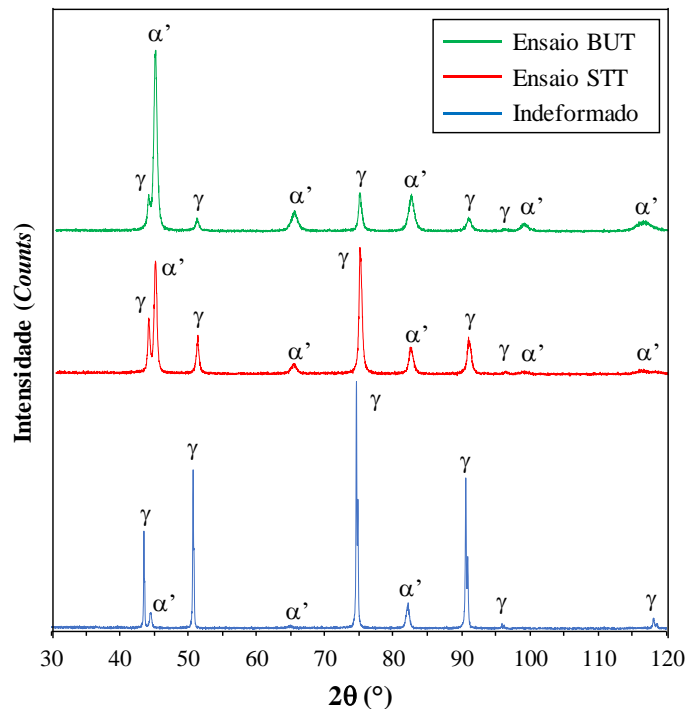


FIGURA 4.11 - Diffractogramas mostrando as fases presentes na tira de aço AISI 304 sob diferentes condições de ensaio (o autor, 2022).

Diversos autores destacaram que a quantidade de martensita depende de parâmetros como estado de tensão, temperatura, composição do aço, Energia de Falha de Empilhamento (EFE) e quantidade de deformação plástica (LO *et al.* 2009; PADILHA e RIOS, 2002; ABREU *et al.*, 2007). Especificamente, LISCHKA e OLIVEIRA (2015) demonstraram que a transformação da austenita em martensita- α' no aço AISI 304 aumenta com o aumento da deformação equivalente. Portanto, a análise comparativa confirma que as tiras de aço AISI 304 submetidas ao ensaio BUT apresentaram maior quantidade de martensita- α' em comparação com as submetidas ao ensaio STT.

Geralmente, as estruturas martensíticas têm alta densidade de discordâncias, resistência mecânica e dureza. A microdureza das amostras foi medida e está representada na FIG. 4.12 em função da condição de ensaio do material. A tira de aço AISI 304 submetida ao ensaio BUT

apresentou o maior aumento de microdureza, seguida da amostra submetida ao STT. Esses resultados sugerem que o achatamento das asperezas macias da tira de aço AISI 304 (indeformada) pelas asperezas duras da ferramenta (760 ± 12 HV) foi atenuado em maior grau no ensaio BUT. Conforme discutido, asperezas duras armazenam uma quantidade maior de lubrificante nos vales ou “bolsões de óleo” da superfície da chapa, reduzindo a resistência ao atrito. Portanto, o comportamento da dureza também explica o menor coeficiente de atrito da tira de aço AISI 304 no ensaio BUT em relação ao obtido no STT. Como a tira de aço AISI 430 exibiu um baixo aumento de dureza devido ao endurecimento por trabalho a frio, isso sugere que o estriamento de fato causou um aumento mais significativo no coeficiente de atrito durante o ensaio BUT em comparação ao STT.

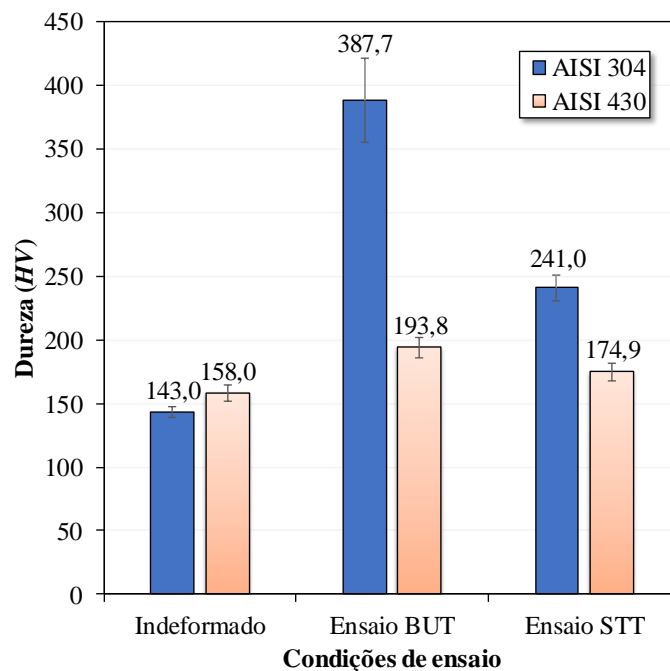


FIGURA 4.12 - Microdureza plotada em função das diferentes condições de ensaio e material (o autor, 2022).

4.3.2.5. Análise das tribossuperfícies

A FIG. 4.13 mostra imagens representativas das tiras de aço AISI 430 submetidas aos diferentes ensaios de conformabilidade do Grupo 1. É possível notar descoloração e arranhões na superfície de contato das tiras. Este fenômeno é conhecido como escoriação e foi observado para ambos os materiais e em ambas as condições de ensaio. De acordo com ZABALA *et al.* (2021) e GÅÅRD *et al.* (2007), a escoriação é uma forma de desgaste severo causado pela adesão entre superfícies deslizantes. Este fenômeno deve ser evitado, pois altera a geometria da ferramenta, aumenta a força de atrito e provoca rasgos levando à rejeição da peça. Por outro lado, VELKAVRH *et al.* (2017) sublinham que um coeficiente de atrito medido em ambiente

de laboratório pode ser tratado com credibilidade somente se o ensaio tribológico também fornecer uma microestrutura de superfície e desgaste semelhante ao padrão observado na aplicação real. Portanto, a presença de escoriações indica que problemas relacionados às condições de contato em aplicações reais foram reproduzidos satisfatoriamente no tribossimulador fabricado.

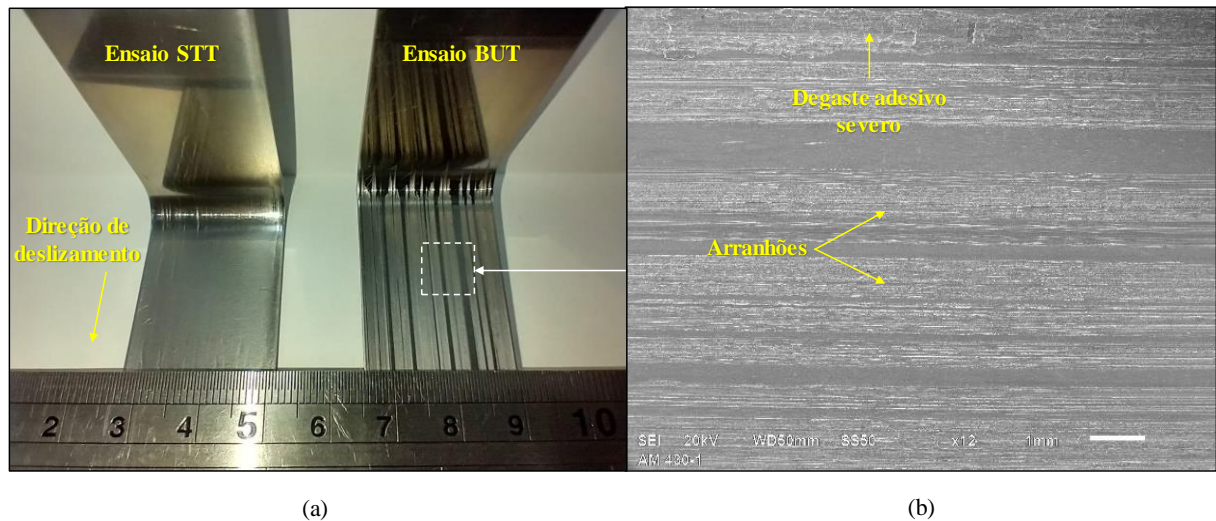


FIGURA 4.13 - (a) imagens das tiras de aço AISI 430 submetidas aos ensaios BUT e STT; (b) imagem de MEV mostrando escoriações na superfície desgastada da tira submetida ao ensaio BUT (o autor, 2022).

Comparativamente, é possível notar na FIG. 4.13a, que a escoriação que ocorreu na superfície da tira durante o ensaio BUT foi mais severa do que durante o ensaio STT, devido principalmente ao maior movimento relativo, resultando em uma maior intensidade de arranhões e desgaste adesivo severo na superfície topográfica da tira, conforme mostrado na FIG 4.10b. TRZEPIECINSKI (2019) enfatizou que as diferenças cinemáticas no movimento mútuo das superfícies em contato resultam em diferentes pressões de contato. Conforme salientado, na região do raio punção (FIG. 2.39c, ensaio STT) as tensões são geralmente baixas (1-10 MPa), enquanto que na região do raio da matriz (FIG. 2.39b, ensaio BUT) são consideravelmente maiores (da ordem de 100 MPa), o que também explica o maior nível de escoriações na superfície da tira metálica.

A este respeito, BLAU (2009) destaca que em pressões mais altas, a quebra do filme lubrificante induz maior interação entre as regiões de contato preferencial, aumentando a área de contato real e a resistência pelo maior atrito. Além disso, as asperezas da ferramenta sendo notavelmente mais duras atuam como penetradores que aram a superfície macia da chapa agravando o processo de desgaste. Por estas razões, o tribocontato na região do raio da matriz é geralmente o mais severo e propenso a falhas em comparação com outras regiões de contato

do processo de estampagem profunda. Além disso, assim como ocorreu no ensaio PSD, a combinação de atrito e aumento da temperatura no tribocontato pode ter contribuído para o aumento do desgaste adesivo severo mostrado na FIG. 13b, devido principalmente à alta compatibilidade metalúrgica do par tribológico (tira metálica e pino de dobramento). BRUSHAN (2013) também chegou à mesma conclusão em relação aos AIF.

A FIG. 4.14 mostra imagens de MEV representativas das superfícies desgastadas de ambas as chapas de aço submetidas ao ensaio BUT. Evidências de diferentes microefeitos dos mecanismos de atrito e desgaste podem ser claramente observadas, como trincas, detritos, sulcos ou arranhões, deformação plástica e fragmentos metálicos na forma de flocos indicando a ocorrência do mecanismo de delaminação. Uma teoria da delaminação introduzida por SUH (1973, 1977) envolvendo a iniciação e propagação de trincas e uma fratura final do material na região próxima à superfície explica a geração de detritos na forma de flocos ou lascas. Esses diferentes microefeitos também foram identificados nas superfícies desgastadas de ambos os materiais submetidos ao ensaio STT, mas em menor grau devido ao contato menos severo durante o deslizamento da tira sobre o raio do pino. Conforme mostrado nas FIG. 4.14a e b, a superfície da tira de aço AISI 304 apresentou menor nível de deformação plástica e desgaste em relação à tira de aço AISI 430 (FIG. 4.14c e d). Esse comportamento pode ser decorrente do aumento da microdureza de suas asperezas pelo efeito TRIP, como discutido anteriormente.

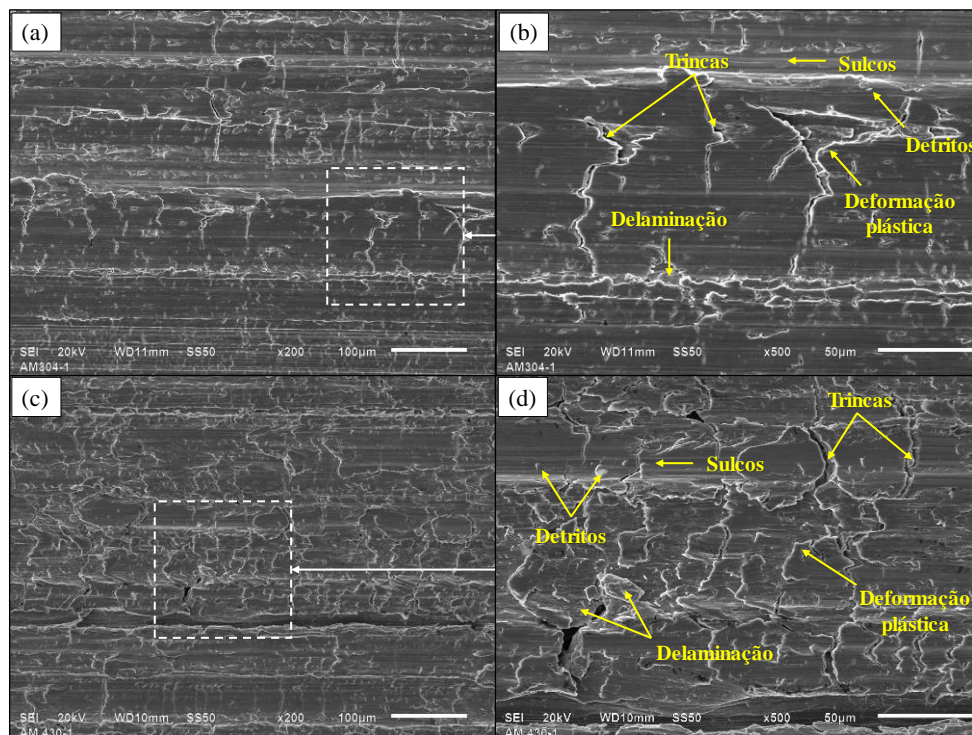


FIGURA 4.14 - Imagens de MEV da superfície desgastada das tiras de aço inoxidável submetidas ao ensaio BUT: (a) e (b) Aço AISI 304; (c) e (d) Aço AISI 430 (o autor, 2022).

Durante o movimento relativo entre a tira e a ferramenta, alguns detritos são aderidos ou soldados por atrito na superfície adjacente. GÅÅRD *et al.* (2007) destacaram que nos processos CCM, o detrito é geralmente transferido da superfície mais macia (chapa metálica) para a superfície mais dura (ferramenta). Na FIG. 4.15a é mostrada a imagem obtida por um estereoscópio, onde pode ser visto que a aparência final da superfície do pino apresentou desgaste severo e um fragmento metálico em forma de floco que se desprendeu da tira metálica se aderiu à superfície do pino de dobramento. Geralmente, em práticas industriais, após intenso trabalho, a superfície da ferramenta com material aderido tende a causar escoriações na superfície das peças estampadas, devendo então a ferramenta ser recondicionada ou sucateada, causando desperdício e aumento dos custos de produção. Por esses motivos, conforme mencionado na seção de “Métodos”, os pinos de dobramento foram girados para utilizar uma superfície de contato sem marcas de desgaste e assim não interferir nos resultados experimentais.

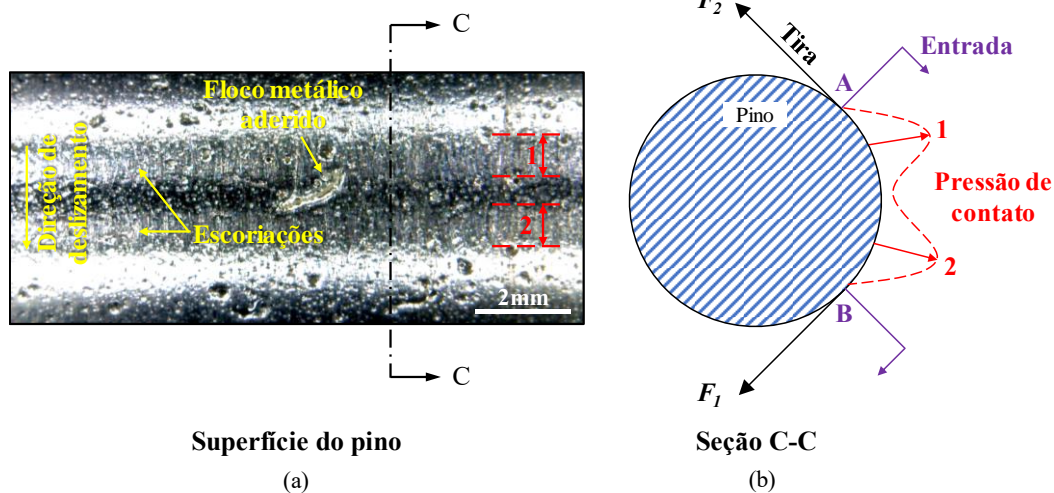


FIGURA 4.15 - (a) Aparência final da superfície do pino após desgaste severo; (b) Representação esquemática da distribuição da pressão de contato (região AB) na interface de contato (o autor, 2022).

Conforme discutido anteriormente, os diferentes microefeitos identificados na FIG. 4.14 não ocorrem isoladamente, mas por meio de mecanismos sobrepostos de difícil quantificação e controle. Estas conclusões se aplicam a ambos os ensaios de conformabilidade e materiais. É possível notar na FIG. 4.15a, que duas regiões na superfície do pino de dobramento (regiões 1 e 2) apresentaram marcas de escoriações. Geralmente, a escoriação é orientada de acordo com a direção de deslizamento da tira, ou seja, transversalmente e se estende longitudinalmente. Conforme salientado, este comportamento é devido aos picos de pressão na interface de contato durante o movimento relativo entre as tribossuperfícies e a quebra do filme lubrificante.

Conforme ilustrado na FIG. 4.15b, esses picos de pressão causam uma distribuição não uniforme da pressão de contato na superfície da ferramenta. Além disso, as FIG. 4.15a e b indicam que os picos de pressão (pico 1 e 2) aparecem próximos às regiões de entrada (A) e saída (B) da ferramenta, ou seja, no início do dobramento e no final do desdobramento, respectivamente. KIM *et al.* (2012) investigaram a dependência do coeficiente de atrito pela pressão de contato no ensaio BUT, e concluíram que esse comportamento da pressão de contato se opõe aos métodos convencionais outrora usados para determinar o coeficiente de atrito, os quais se baseavam nos seguintes pressupostos:

- (i) que o ângulo de contato pino/tira é igual ao ângulo de enrolamento geométrico;
- (ii) que a distribuição de pressão no contato é uniforme.

No entanto, essas suposições não são verdadeiras devido à rigidez das tiras metálicas. ALINGER *et al.* (1999) mediram as deformações nas superfícies externas das tiras durante o ensaio BUT e observaram que o ângulo de contato real é menor que o ângulo de envoltório geométrico da trajetória de deformação longitudinal. COUBROUGH *et al.* (2002) confirmaram a existência de picos de pressão usando um sensor de contato no pino e também observaram que o ângulo de contato real é menor que o ângulo de envoltório geométrico. Portanto, com base nestes resultados e argumentos, pode-se concluir que o tribossimulador também foi sensível o suficiente para reproduzir não apenas as pequenas alterações na superfície topográfica das chapas, mas também no pino de dobramento, principalmente devido à variação da tensão de atrito e pressão de contato durante o movimento relativo entre a tira e o pino.

4.4. Ensaio sob dobramento e estiramento - Grupo 2

Conforme discutido e mostrado na TAB. 3.7, este grupo de ensaios teve como objetivo, investigar o comportamento mecânico do aço AISI 430 à luz dos parâmetros de processo sob a condição de dobramento e estiramento. Neste sentido, o efeito do alongamento relativo, rugosidade do pino, orientação da tira e condição de lubrificação durante a execução dos ensaios BUT e STT foram avaliados. Como exemplo dos resultados obtidos experimentalmente, as FIG. 4.16a e b mostram as relações obtidas para os dois ensaios de conformabilidade nas seguintes condições: alongamento relativo de $\varepsilon_r = 8\%$, rugosidade do pino de $R_a = 0,54 \mu\text{m}$, orientação da tira de 90° e condição lubrificada. Conforme discutido anteriormente, o intervalo de 0 a 5s é o tempo necessário para iniciar o ensaio. Assim como foi observado na FIG. 4.5, o aumento das forças atuantes evidenciado nas FIG. 4.16a e b é devido ao encruamento do material. Como a diferença entre as forças atuantes é proporcional à força de atrito, $(F_1 - F_2) \propto F_f$, pode-se

inferir que a resistência ao atrito da tira de aço AISI 430 foi maior durante o ensaio BUT em comparação ao STT.

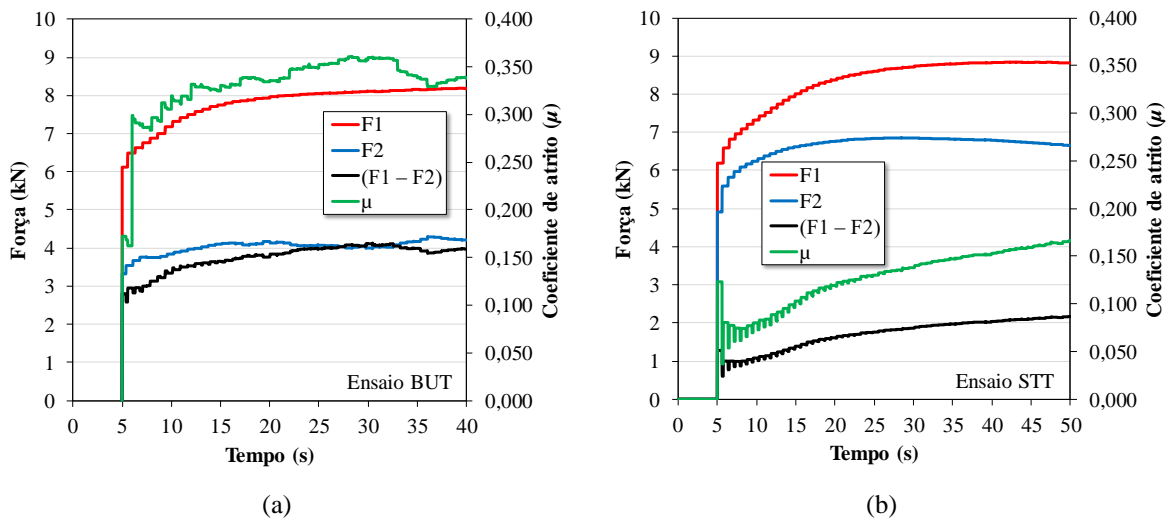


FIGURA 4.16 - Curvas características das forças atuantes (F_1 e F_2) e do coeficiente de atrito para a tira de aço AISI 430 nas seguintes condições de ensaio: rugosidade do pino de $R_a = 0,54 \mu\text{m}$, alongamento relativo de $\epsilon_r = 8\%$, orientação da tira é 90° , condição lubrificada. (a) Ensaio BUT; (b) Ensaio STT (o autor, 2022).

4.4.1. Efeito do ensaio de conformabilidade

Na FIG. 4.17 é mostrado os valores médios dos coeficientes de atrito medidos para a tira de aço AISI 430 usando a EQ. 28 durante o ensaio BUT. Os resultados foram plotados em função do alongamento relativo (ϵ_r), orientação da tira (0° e 90°), rugosidade do pino ($0,27 \mu\text{m}$ e $0,54 \mu\text{m}$), sob condições secas e lubrificadas.

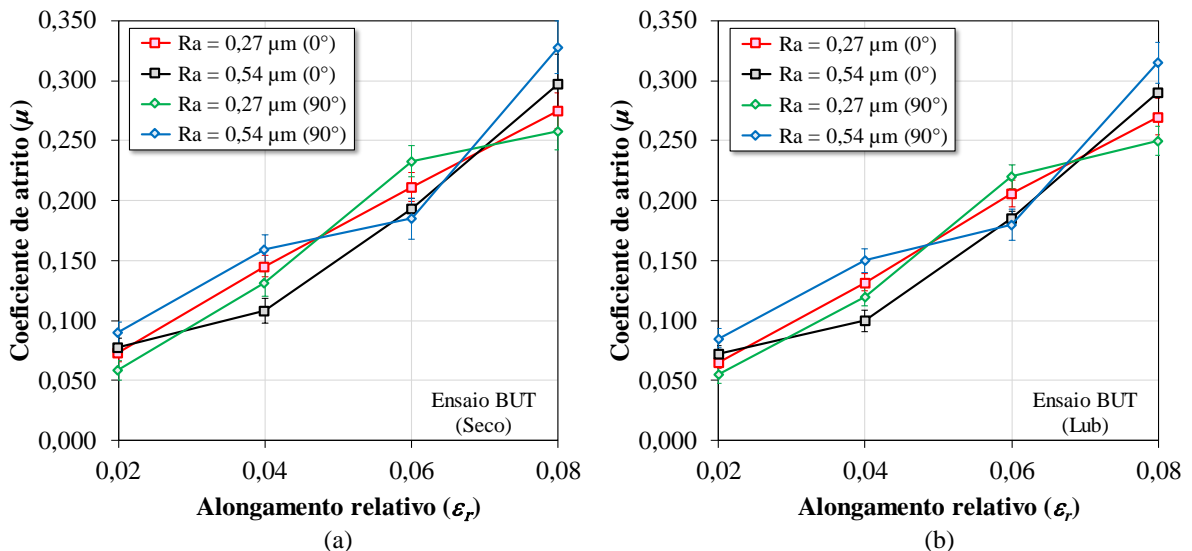


FIGURA 4.17 - Efeito do alongamento relativo (ϵ_r) no coeficiente de atrito (μ) medido no ensaio BUT: (a) seco; (b) lubrificado. 0° e 90° é a orientação da tira em relação à direção de laminação (o autor, 2022).

Na FIG. 4.18 é mostrado os valores médios dos coeficientes de atrito medidos para a tira de aço AISI 430 usando a EQ. 28 durante o ensaio STT. Os resultados foram plotados em função do alongamento relativo (ϵ_r), orientação da tira (0° e 90°), rugosidade do pino ($0,27 \mu\text{m}$ e $0,54 \mu\text{m}$), sob condições secas e lubrificadas. Os resultados plotados na FIG. 4.17 e 4.18 também podem ser vistos no Anexo 3.

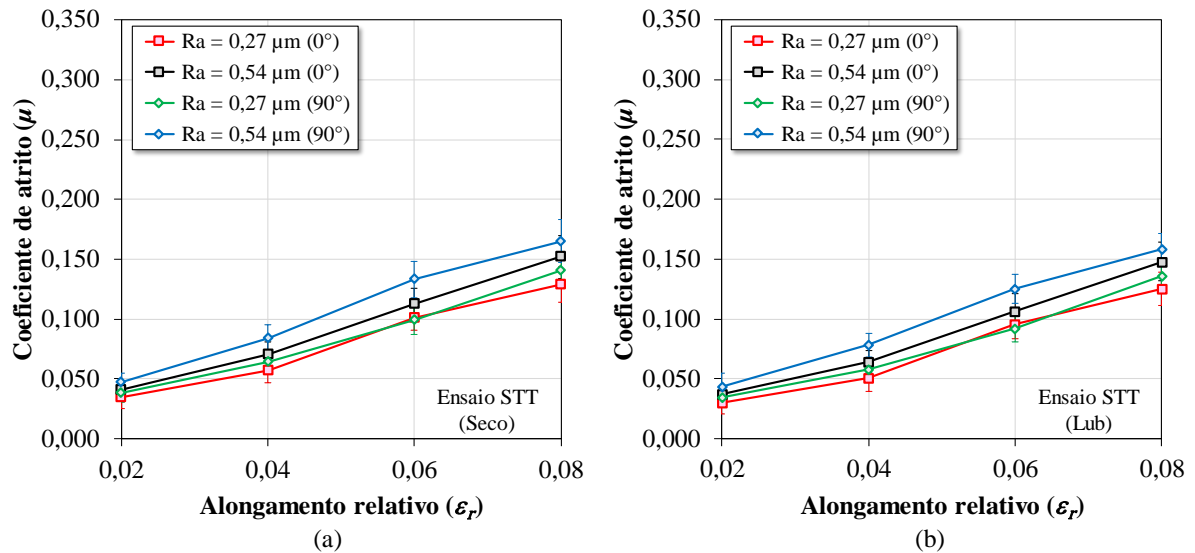


FIGURA 4.18 - Efeito do alongamento relativo (ϵ_r) no coeficiente de atrito (μ) medido no ensaio STT: (a) seco; (b) lubrificado. 0° e 90° é a orientação da tira em relação à direção de laminação (o autor, 2022).

Assim como ocorreu nos ensaios do Grupo 1, os coeficientes de atrito medidos para a tira de aço AISI 430 no ensaio BUT (FIG. 4.17) foram maiores do que os medidos no ensaio STT (FIG. 4.18), e em ambas as condições de lubrificação investigadas. Conforme discutido anteriormente, o maior movimento relativo da tira sobre o pino de dobramento no ensaio BUT tende a causar um aumento em maior grau da força tangencial que atua na interface das tribossuperfícies em comparação ao ensaio STT. Portanto, a diferença na cinemática do movimento nos diferentes ensaios, aliada à maior capacidade de deformação plana da tira de aço AISI 430 no ensaio BUT, provocou uma maior diferença entre as forças atuantes e, como resultado, o coeficiente de atrito aumentou em maior grau do que no ensaio STT. De uma forma geral, os resultados sugerem o aço AISI 430, em processos de estampagem, tende a apresentar um maior coeficiente de atrito no raio da matriz, enquanto o aço AISI 304 no raio do punção.

As demais diferenças nos resultados obtidos experimentalmente foram identificadas e o efeito do alongamento relativo, rugosidade do pino de dobramento, textura da chapa e condição de lubrificação no coeficiente de atrito medido são discutidas nas seções seguintes, respectivamente.

4.4.2. Efeito do alongamento relativo

Pode ser visto nas FIG. 4.17 e 4.18 que o coeficiente de atrito medido aumentou com o aumento do alongamento relativo em ambas as condições de lubrificação. Conforme discutido anteriormente, este comportamento pode ser atribuído ao aumento da rugosidade da tira devido ao aumento da deformação plástica. Como exemplos desta variação topográfica, as FIG. 4.19a, b e c mostram imagens de MEV da superfície das tiras de aço AISI 430 submetidas ao alongamento relativo de 0%, 4% e 8% durante o ensaio BUT, respectivamente. Quanto maior a deformação plástica, maior foi o dano causado à superfície topográfica da tira, confirmando os relatos de TRZEPIECINSKI (2022) e estando de acordo com as imagens mostradas nas FIG. 4.8 e 4.9.

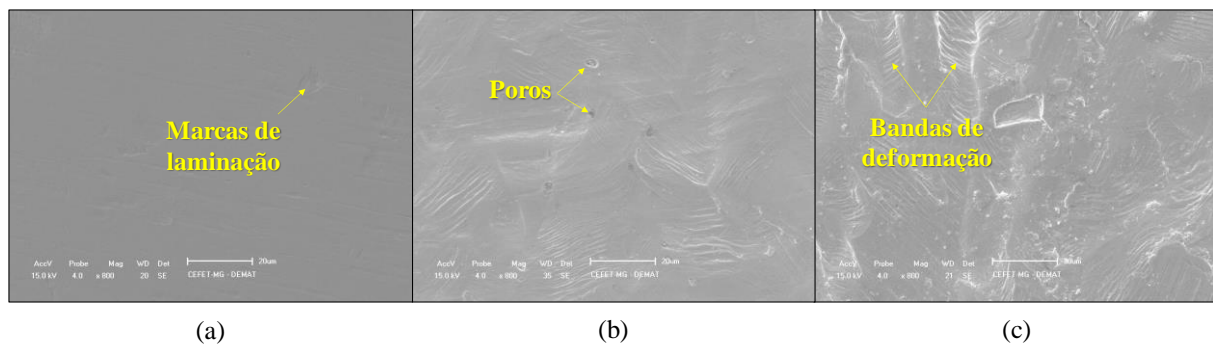


FIGURA 4.19 - Imagens de MEV da superfície das tiras de aço AISI 430 submetidas ao ensaio BUT sob diferentes alongamentos relativos (ϵ_r). (a) 0%; (b) 4%; (c) 8% (o autor, 2022).

Além disso, pode ser visto nas FIG. 4.19b e c, que poros e bandas de deformação alinhadas em curto alcance foram identificados na superfície das tiras submetidas à deformação plástica, respectivamente. Essas linhas de deformação são uma região potencial para nucleação de vazios, e tendem a ser agravadas em condições de contato com alto movimento relativo entre as tribossuperfícies, assim como no ensaio BUT. Do mesmo modo que ocorreu nos resultados do Grupo 1, o comportamento tribológico da tira de aço AISI 430 sofreu variações, pois sua rugosidade aumentou como resultado da deformação plástica. Nessas condições, a interação entre as asperezas das tribossuperfícies tende a aumentar, e à medida que as asperezas macias da tira sofrem achatamento durante o tribocontato, a área de contato real e a resistência ao atrito também aumentam. Como mostrado na FIG. 4.17, os coeficientes de atrito medidos no ensaio BUT foram mais sensíveis às mudanças que ocorreram no tribocontato, principalmente devido ao efeito combinado do maior movimento relativo da tira sobre o pino com o efeito do estriamento de sua superfície, conforme discutido anteriormente.

4.4.3. Efeito da rugosidade do pino de dobramento

Adicionalmente, pode ser visto nas FIG. 4.17 e 4.18, que os coeficientes de atrito aumentaram com o aumento da rugosidade do pino em ambas as condições de lubrificação. Esse comportamento se deve ao equilíbrio de dois importantes mecanismos de atrito deslizante que foram ilustrados na FIG. 2.32: adesão e deformação plástica das asperezas. Conforme salientado, a adesão é um mecanismo de atrito atômico/molecular, enquanto a deformação plástica é um mecanismo causado mecanicamente.

De acordo com ALTAN e TEKKAYA (2012), a quantidade de atrito gerada na conformação do metal é determinada principalmente pela resistência ao cisalhamento das junções, logo, a tendência é que esses dois mecanismos de atrito sejam agravados de forma mais intensa no ensaio BUT em comparação com o ensaio STT, pois a superfície dura e áspera do pino atua como um penetrador arranhando a superfície macia da tira metálica. Nessas condições, uma maior produção de detritos atua como terceiro corpo abrasivo na interface tribocontato agravando o nível de escoriações na superfície da tira metálica e, conseqüentemente, o atrito e desgaste. BRUSHAN (2013) destacou que, em muitos casos, o desgaste abrasivo é resultado do desgaste adesivo severo e que pode gerar partículas abrasivas de alta dureza devido a mecanismos de oxidação e encruamento.

Durante o monitoramento do coeficiente de atrito, foi observada uma mudança drástica no comportamento de algumas curvas, conforme mostrado na FIG. 4.20a. As transformações nos mecanismos de atrito e desgaste foram distinguidas como sendo mudanças na topografia da tira metálica durante o deslizamento sobre o pino, com o maior patamar correspondendo ao desgaste adesivo severo e o menor a arranhão ou sulco, conforme mostrado na FIG. 4.20b. Muito provavelmente, este comportamento é decorrente do agravamento dos mecanismos de atrito (adesão e deformação plástica). GÅÅRD (2007) chegou à mesma conclusão executando ensaio BUT em aços DP (*Dual Phase*). Neste sentido, SCHEDIN (1994) explica que em processos CCM, a transferência metálica muitas vezes mostra-se como arranhões na superfície da chapa e/ou como um aumento nas forças de atrito locais, o que às vezes leva a trincas ou fissuras na superfície da chapa metálica como resultado do desgaste adesivo severo. De acordo com BHUSHAN (2013), HUTCHINGS e SHIPWAY (2017), à medida que as asperezas superficiais sofrem deformação plástica e/ou fratura durante o deslizamento, os fragmentos tendem intensificar esse fenômeno devido ao aumento do desgaste abrasivo, produzindo diferentes

microefeitos na superfície da tira metálica, como descolaração e escoriações, conforme mostrado na FIG. 4.20c.

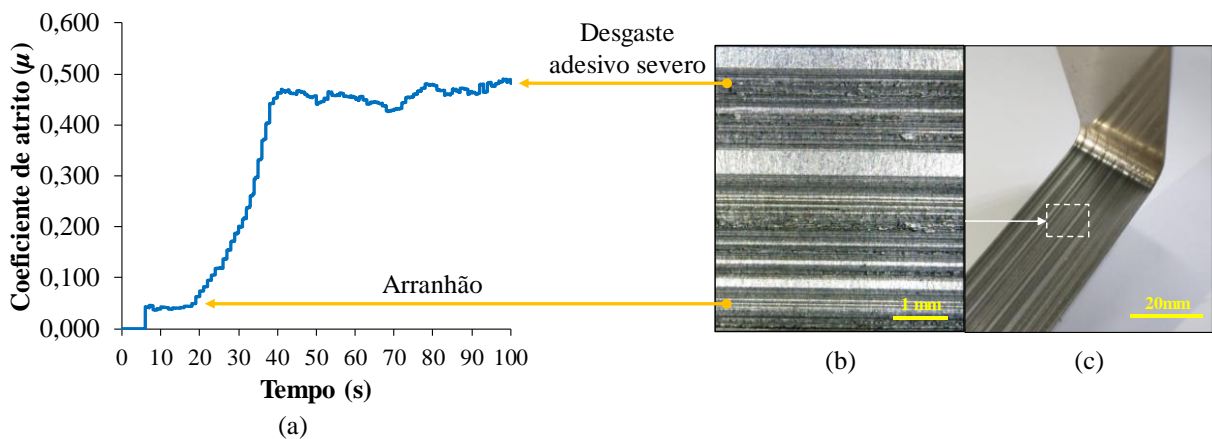


FIGURA 4.20 - (a) curva do coeficiente de atrito em função do tempo; (b) imagem da superfície evidenciando a mudança do arranhão para desgaste adesivo severo; (c) imagem da tira com alto grau de descoloração, arranhões e escoriações (o autor, 2022).

Assim como foi observado na FIG. 4.14, é possível notar na FIG. 4.21b, que os mesmos microefeitos foram produzidos na superfície da tira do aço AISI 430 durante a execução do ensaio BUT (FIG. 4.21a) do Grupo 2, tal como detritos, sulcos, trincas e regiões que desprenderam lascas metálicas, denotando a ocorrência do mecanismo de delaminação ou fragmentação. Por esses motivos, torna-se cada vez mais importante entender o comportamento tribológico de um material sob diferentes condições de contato, o que possibilita simular numericamente não apenas os processos de fabricação com maior precisão, mas também melhorar a produtividade e a qualidade do produto final.

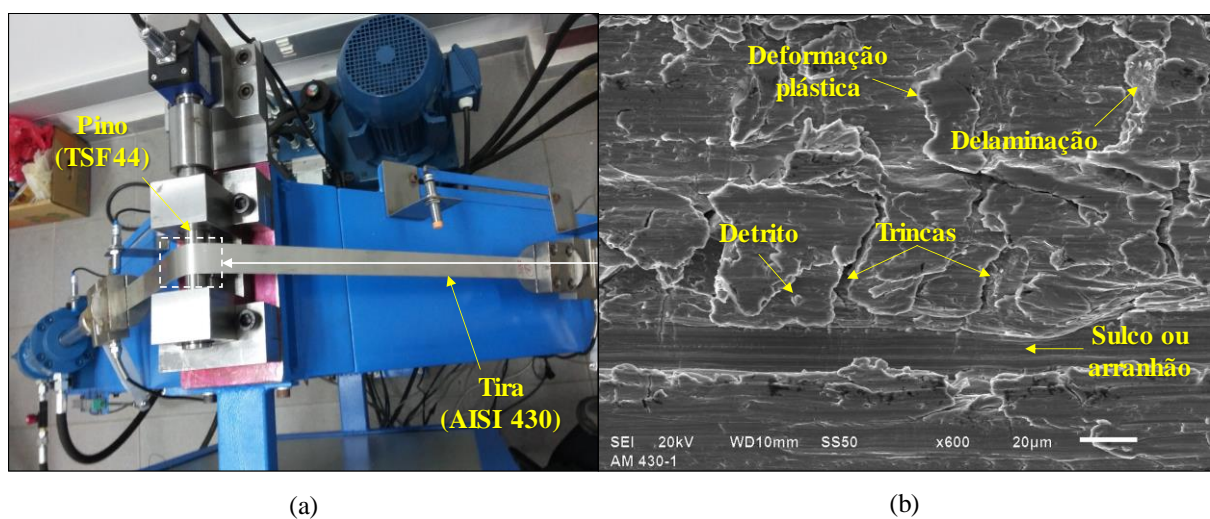


FIGURA 4.21 - (a) Tribossimulador com um CP posicionado para execução do ensaio BUT; (b) Imagem de MEV mostrando os microefeitos dos mecanismos de atrito na superfície tribomodificada da tira metálica (o autor, 2022).

4.4.4. Efeito da textura

Assim como foi observado nos resultados do Grupo 1 (FIG. 4.7), uma análise mais cuidadosa dos resultados do Grupo 2 (FIG. 4.17 e 4.18) demonstrou que a orientação da tira exibiu uma forte influência nos coeficientes de atrito medidos. Esse comportamento pode ser atribuído à direcionalidade da textura da chapa de aço AISI 430, causando não apenas variações em seu comportamento mecânico sob deformação plástica, mas também em seu comportamento tribológico. Como a tira orientada a 90° apresenta maior capacidade de se deformar no plano em relação às demais direções, o coeficiente de atrito tende a ser maior nesta direção. A evidência deste comportamento pode ser vista claramente no ensaio STT (FIG. 4.18a e b) sob a mesma rugosidade do pino.

Uma análise de regressão linear dos dados experimentais plotados nas FIG. 4.17 e 4.18 foi realizada para examinar o comportamento entre o coeficiente de atrito e o alongamento relativo (ϵ_r) sob diferentes condições de contato (orientação da tira e rugosidade do pino). O coeficiente de determinação (R^2) obtido para as tiras submetidas aos ensaios BUT e STT foi, em média, 0,956 e 0,989, respectivamente. Portanto, esses resultados sugerem que o comportamento tribológico do material exibiu uma forte dependência da quantidade de deformação plástica e, que as relações obtidas no ensaio STT foram mais lineares em relação ao ensaio BUT. Assim como foi relatado nos ensaios do Grupo 1, a provável causa deste último comportamento pode ser atribuída à semelhança da cinemática do ensaio STT (FIG. 2.39c) com o ensaio de tração convencional.

4.4.5. Efeito da condição de lubrificação

Por fim, observa-se nos resultados mostrados nas FIG. 4.17b e 4.18b, que o lubrificante utilizado reduziu o coeficiente de atrito em ambos ensaios de conformabilidade em comparação à condição de contato seco, ou seja, sem lubrificante. Esse comportamento é confirmado pelas FIG. 4.22 e 4.23, as quais mostram imagens comparativas da aparência final das superfícies das tiras metálicas após a execução dos ensaios BUT e STT, respectivamente. De acordo com a literatura tribológica, a função mais importante de um lubrificante é separar as partes que se movem umas em relação às outras a fim de minimizar o atrito e evitar o desgaste, pois o filme lubrificante diminui o mecanismo de atrito adesivo. Entretanto, conforme salientado, a lubrificação mista é a comumente encontrada em processos CCM, pois os picos e vales do tribocontato experimentarem diferentes regimes de lubrificação. Os picos das asperezas na

superfície da chapa experimentam condições de lubrificação limite, enquanto que os vales ou microvazios cheios de lubrificante (bolsões de óleo) experimentam condições de lubrificação micro-hidrodinâmica, o qual transportam parte da carga normal (ALTAN e TEKKAYA, 2012; HUTCHINGS e SHIPWAY, 2017).

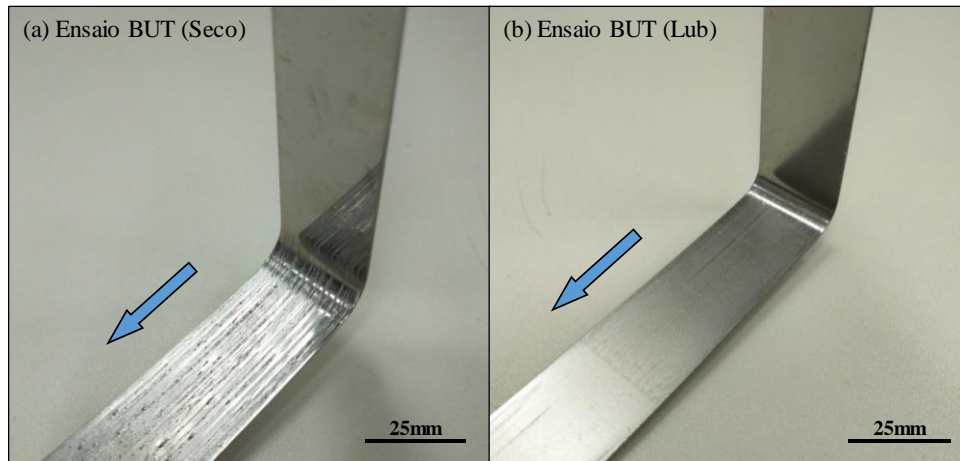


FIGURA 4.22 - Ensaio BUT: (a) seco; (b) lubrificado. A seta azul indica a direção de deslizamento da tira sobre o pino de dobramento (o autor, 2022).

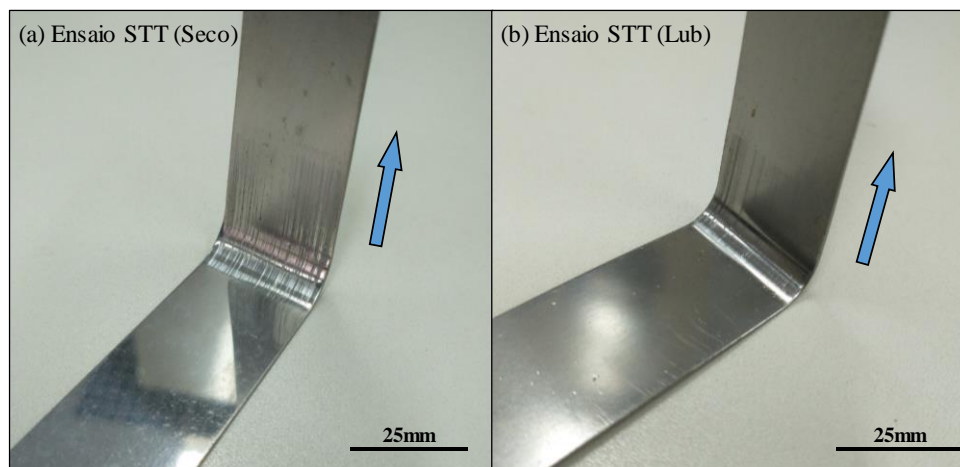


FIGURA 4.23 - Ensaio STT: (a) seco; (b) lubrificado. A seta azul indica a direção de deslizamento da tira sobre o pino de dobramento (o autor, 2022).

Nas FIG. 4.24a e b, o índice de eficácia da lubrificação (L_e) nos diferentes ensaios de conformabilidade (BUT e STT) foi plotado em função do alongamento relativo (ϵ_r), orientação da tira e rugosidade do pino. À medida que o alongamento relativo aumentava, a eficácia da lubrificação tendeu a diminuir em ambos os ensaios de conformabilidade, enquanto para valores menores de alongamento tendeu a ser maior, pois o menor aumento da rugosidade promoveu uma menor interação das asperezas, reduzindo a resistência ao atrito. De acordo com BLAU (2009), em baixas pressões de contato, o atrito entre os materiais metálicos é governado pelo

filme lubrificante e óxidos e, por conseguinte, o atrito será baixo. No entanto, conforme mencionado, em pressões de contato mais altas, a ruptura do filme lubrificante e as escoriações na superfície do material macio intensificam os mecanismos de atrito e desgaste. É importante destacar que, em processos CCM, o filme lubrificante é muito fino, e qualquer alteração na topografia da superfície da tira metálica tende a romper este filme, reduzindo sua eficiência.

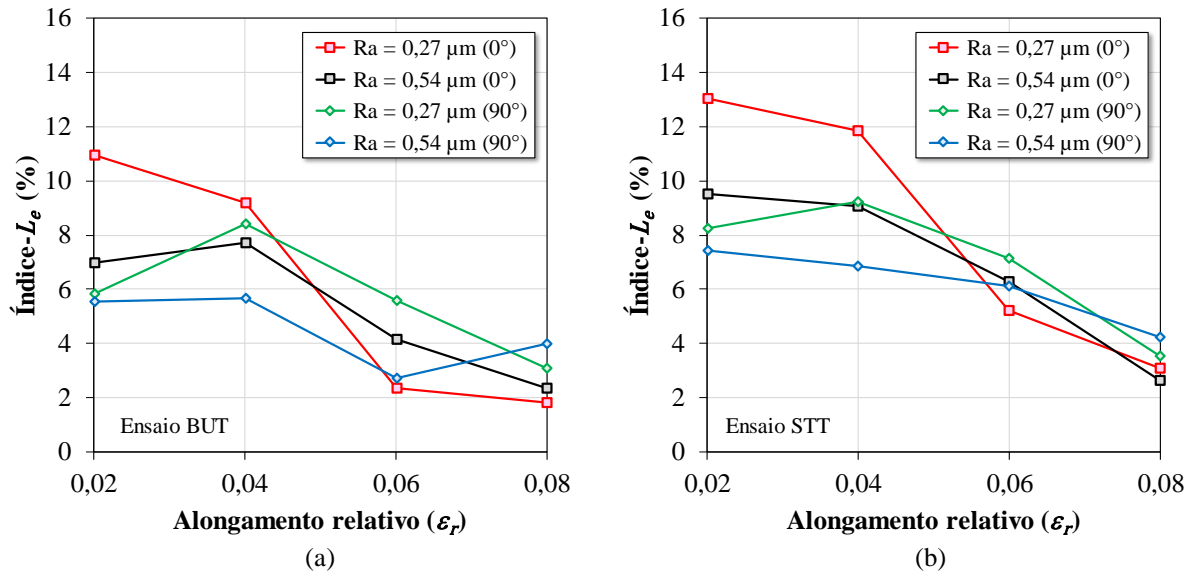


FIGURA 4.24 - Efeito do alongamento relativo (ϵ_r) na eficácia da lubrificação (Índice- L_e): (a) Ensaio BUT; (b) Ensaio STT. 0° e 90° é a orientação da tira em relação à direção de laminação da chapa (o autor, 2022).

Corroborando com a discussão anterior, TRZEPIECINSKI (2019) explicou que esse comportamento da eficácia da lubrificação pode ser atribuído às mudanças contínuas na topografia da superfície da chapa metálica sob o processo de deformação plástica ou achatamento, que faz com que a área de contato real aumente com a pressão normal, resultando em um aumento significativo da resistência ao atrito. Conforme mencionado, a área de contato real é dependente de diversos parâmetros, o que dificulta generalizar e interpretar os resultados obtidos para a variação do coeficiente de atrito e, conseqüentemente, as mudanças que ocorrem no regime de lubrificação.

Adicionalmente, uma análise mais detalhada revelou que a eficácia da lubrificação tende a ser maior no ensaio STT (~8-15%) em comparação com o ensaio BUT (~5,6%). TER HAAR (1996) explicou que o alto nível de esforço na zona de contato entre a chapa metálica e o raio da matriz (FIG. 2.39b, ensaio BUT) em processos de estampagem profunda causa uma mudança no regime de lubrificação. Entretanto, na zona de contato entre a chapa metálica e o raio do Punção (FIG. 2.39c, ensaio STT), o estiramento ocorre em torno do raio do Punção, mas quando

a tira apresenta estrição localizada em outra região, isso causa baixas velocidades e altas pressões na região de contato. Isso levará a condições de contorno severas, que, no entanto, se aplicam apenas a uma pequena parte da tira metálica, o que provavelmente melhora a eficiência da lubrificação no ensaio STT. Portanto, pode-se concluir que a espessura do filme lubrificante tende a diminuir com o aumento da velocidade e pressão normal, desta forma, estando de acordo com a curva de Stribeck (FIG. 2.37). Nessas condições, ocorre uma maior interação entre as asperezas das tribossuperfícies e, como resultado, as asperezas macias são achatadas, reduzindo sua capacidade de armazenar mais lubrificante.

AJAYI *et al.* (2009) explicaram que a natureza das interações entre as asperezas no material próximo à superfície em um contato lubrificado depende da rugosidade e textura da superfície, incluindo a camada de ondulação. Como a chapa de aço AISI 430 apresenta estrias sob deformação plástica, isso pode ter contribuído para uma maior variação no regime de lubrificação durante o ensaio BUT, diminuindo a eficiência do lubrificante em relação ao ensaio STT. Além disso, espera-se que a interação entre as asperezas em contatos secos e lubrificados não seja uniforme em todas as direções devido à textura da superfície.

Recentemente, VAKIS *et al.* (2018) fez uma revisão dos avanços recentes na área de tribologia, onde foi realizado um levantamento de vários fenômenos físicos, químicos e mecânicos em todas as escalas. Entre os principais temas discutidos estavam as representações de superfícies ásperas, anulação de teorias do contínuo nas nano e microescalas, bem como aspectos multiescala e multifísicos para modelos analíticos e computacionais relevantes para aplicações que abrangem diversos setores, desde automotivo à biotribologia e nanotecnologia. De acordo com os autores, um esforço significativo ainda é necessário para explicar efeitos não lineares complementares de plasticidade, adesão, atrito, desgaste, lubrificação e superfície química em modelos tribológicos. Portanto, isso sustenta a dificuldade de interpretação de resultados na área de tribologia, uma vez que a mesma é definida como sendo a resposta de um sistema que está em constante mudança nos diversos níveis da ciência e escalas.

4.4.6. Análise comparativa entre o ensaio PSD e os ensaios BUT e STT

4.4.6.1. Coeficiente de atrito

Nas FIG. 4.25a e b, os valores médios dos coeficientes de atrito obtidos nos diferentes ensaios de atrito (PSD, BUT e STT) foram plotados em função da rugosidade do pino ferramenta e

condição de lubrificação. É importante salientar, que a média entre os valores dos coeficientes mostrados na FIG. 4.17 (BUT) e 4.18 (STT) foi calculada para possibilitar a comparação com aqueles obtidos no ensaio PSD (FIG. 4.3), o que obviamente resultou em maiores variações nos desvios-padrão. Os valores do coeficiente de atrito obtidos no ensaio PSD foram considerados no regime dinâmico, especialmente a partir de 20 m de deslizamento.

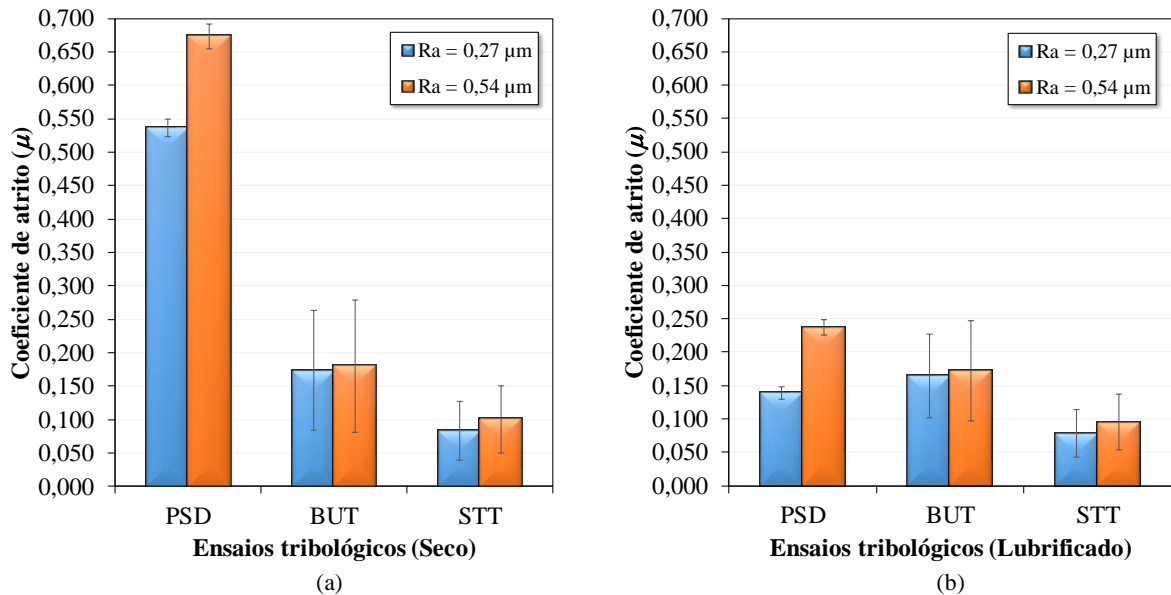


FIGURA 4.25 - Valor médio do coeficiente de atrito obtido nos diferentes ensaios tribológicos em função da rugosidade do pino de metal duro: (a) seco, (b) lubrificado (o autor, 2022).

Os valores dos coeficientes de atrito obtidos no ensaio PSD com o uso do pino mais rugoso ($R_a = 0,54 \mu\text{m}$) e sob condição seca foram, em média, aproximadamente 3,7 e 6,7 vezes superiores aqueles obtidos no ensaio BUT e STT, respectivamente, enquanto que na condição lubrificada foram, em média, 1,4 e 2,5 vezes superior, respectivamente. Por outro lado, os valores dos coeficientes de atrito obtidos com o uso do pino menos rugoso ($R_a = 0,27 \mu\text{m}$) e sob condição seca foram, em média, aproximadamente 3,1 e 6,5 vezes superior, respectivamente, enquanto que na condição lubrificada foram, em média, 1,2 vezes inferior e 2,5 vezes superior, respectivamente. Portanto, o aumento no valor do coeficiente de atrito foi mais significativo na condição a seco em comparação à lubrificada, devido principalmente às forças adesivas no tribocontato.

O maior aumento de dureza no ensaio PSD pode ser atribuído a dois motivos principais: pressão normal e encruamento. Em primeiro lugar, no ensaio PSD, a área de contato real é significativamente menor em comparação à dos ensaios BUT e STT. TRZEPIECINSKI *et al.* (2015) explicam que, no ensaio PSD, a pressão normal que o pino exerce sobre a amostra

umenta drasticamente, causando uma rápida expansão da área de contato real, o que resulta em uma maior resistência ao atrito. Em segundo lugar, o pino desliza sobre a mesma pista de desgaste, e esse ciclo repetitivo faz com que a porção de material adjacente à pista de desgaste fique altamente deformada e encruada, conforme mostrado na FIG. 4.4a. Como o encruamento do aço AISI 430 é tipicamente por deformação a frio, logo, o aumento de dureza é, por exemplo, significativamente menor em comparação ao aço AISI 304 (efeito TRIP é dominante) conforme mostrado na FIG. 4.12. Portanto, o maior aumento de dureza aliado ao deslizamento do pino sobre os detritos de desgaste faz com que o coeficiente de atrito tende a aumentar em maior grau no ensaio PSD. Em contraste, nos ensaios BUT e STT, a área de contato real é distribuída na largura da amostra (25 mm) e a carga é transferida por uma área significativamente maior em comparação ao ensaio PSD, o que resulta em uma menor resistência ao atrito. Além disso, a tira desliza sobre o pino de dobramento apenas uma vez, reduzindo significativamente os efeitos dos mecanismos de atrito e desgaste.

Corroborando com as análises discutidas anteriormente, observa-se que os valores dos coeficientes de obtidos no ensaio BUT foram superiores em relação aqueles obtidos no ensaio STT e em ambas condições de lubrificação. TER HAAR (1996) explica que em processos de estampagem profunda, a maior pressão de contato (~100 MPa) aliada à maior velocidade de deslizamento na interface da zona entre raio da matriz/chapa (BUT), tende a causar uma mudança mais acentuada no regime lubrificação devido à ruptura do filme lubrificante. Entretanto, na interface da zona de contato entre raio do punção/chapa (STT), o estiramento da chapa em torno do raio do punção ocorre sob baixas velocidades de deslizamento e altas pressões (~1-10 MPa), e isso levará novamente a condições de lubrificação severas que, no entanto, se aplicam apenas a uma pequena parte da chapa, logo, a chapa estará sujeita a um menor nível de atrito e desgaste em comparação à região do raio da matriz/chapa. Estes comportamentos no ensaio BUT e STT podem vistos na FIG. 4.22 e 4.23, respectivamente.

Assim como ocorreu no ensaio PSD, nota-se na FIG. 4.25b, que o lubrificante utilizado contribuiu para a diminuição dos valores dos coeficientes de atrito dos ensaios BUT e STT e, além disso, minimizou a diferença causada pela direcionalidade da textura e, como resultado, os desvios-padrão também foram menores em comparação com aqueles obtidos sob condição seca (FIG. 4.25a). É importante destacar, que além de simular uma condição de atrito em uma região específica da peça estampada (FIG. 2.39a), o ensaio PSD continua sendo de grande relevância para o entendimento e caracterização dos mecanismos de atrito, desgaste e lubrificação de um par tribológico, independentemente da condição de contato investigada.

4.4.6.2. Dureza

Na FIG. 4.26a é mostrada uma representação esquemática do local de medição da dureza nas amostras submetidas aos diferentes ensaios tribológicos. A dureza foi medida aplicando uma carga de 0,245N e tempo de espera de 15s, sendo que o valor final correspondeu à média de 10 medições em diferentes locais da seção de cada amostra. Nas FIG. 4.26b e c, os valores médios de dureza obtidos nos diferentes ensaios tribológicos (PSD, BUT e STT) foram plotados em função da rugosidade do pino ferramenta e condição de lubrificação. Em geral, os resultados indicaram que a dureza final das amostras aumentou em relação à dureza inicial. Este comportamento pode ser atribuído ao fenômeno de endurecimento por deformação frio, pois é decorrente das deformações plásticas causadas pelas asperezas duras dos pinos ferramenta.

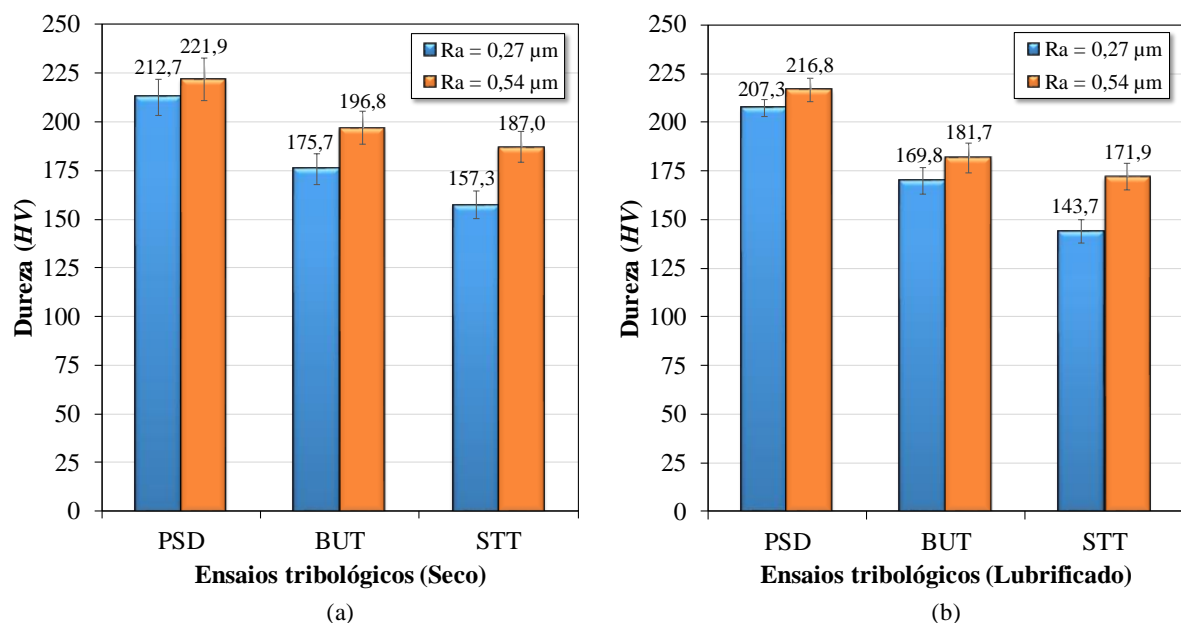


FIGURA 4.26 - Valor médio de dureza das amostras submetidas aos diferentes ensaios tribológicos em função da rugosidade do pino de metal duro: (a) representação esquemática do modo de medição; (b) seco; (c) lubrificado (o autor, 2022).

Uma análise mais cuidadosa dos resultados revelou que, os valores de dureza média das amostras submetidas ao ensaio PSD sob condição seca foram, em média, aproximadamente 17% e 26% superiores aos obtidos no ensaio BUT e STT, respectivamente, enquanto que sob condição lubrificada foram, em média, 21% e 34% superiores, respectivamente. Este comportamento pode ser atribuído à maior pressão normal e ao efeito repetitivo dos processos de sulcamento e deformação das asperezas pelo pino ferramenta no ensaio PSD, causando um aumento em maior grau no endurecimento por deformação a frio das asperezas e da subsuperfície da amostra. De certa forma, o aumento de dureza (H) da chapa melhora a

resistência ao atrito e desgaste, isto se a resistência ao cisalhamento da junção (τ) não variar em maior grau, conforme descrito pela EQ.18.

Adicionalmente, observa-se que o aumento de dureza das amostras que deslizaram sob o pino de maior rugosidade foi maior em comparação ao de menor rugosidade em ambos os ensaios e em ambas as condições de lubrificação. Conforme discutido, o contato deslizante com superfícies mais rugosas provoca uma maior interação e deformação das asperezas do material mais macio, o que resulta em um maior efeito do mecanismo de endurecimento por deformação a frio. Assim como ocorreu nos resultados exibidos na FIG. 4.12, o aumento de dureza das amostras submetidas ao ensaio BUT foi maior em comparação ao ensaio STT. Conforme salientado, este comportamento pode ser atribuído à maior severidade na interface de contato, uma vez que a tira de aço AISI 430 possui excelente capacidade de deformação plana.

ASKOY *et al.* (1999) demonstraram que existe uma relação aproximadamente linear e crescente entre a resistência ao desgaste e a microdureza de amostras do aço inoxidável ferrítico AISI 430 contendo Nb. Nestas condições, as asperezas mais duras apresentam menor deformação plástica, o que favorece uma maior retenção do lubrificante e, conseqüentemente, redução do coeficiente de atrito. Este comportamento pode ser visto claramente na FIG. 4.25b. O menor aumento de dureza sob condição lubrificada em comparação à seca pode ser atribuído ao controle de temperatura no tribocontato pelo lubrificante, pois o mesmo funcionou como meio de transporte de calor, mitigando os mecanismos de aumento de dureza da amostra de aço AISI 430.

4.5. Ensaio sob dobramento e estiramento - Grupo 3

A FIG. 4.27a mostra a representação esquemática do processo de estampagem profunda e, as FIG. 4.27b-d mostram, por exemplo, imagens dos diferentes tipos de fraturas que foram reproduzidas durante o ensaio DBF (direção DT e $V_1 = 2,5$ mm/s). Os diferentes tipos de fratura das tiras metálicas foram designados da seguinte forma: Tipo 1 (fratura ocorrida na parede lateral do punção), Tipo 2 (fratura ocorrida no ponto tangente que fica entre o raio do punção e a parede lateral) e Tipo 3 (fratura ocorrida sob o raio do punção). É importante destacar que uma condição de deformação plana foi assumida em todos os ensaios experimentais das tiras metálicas.

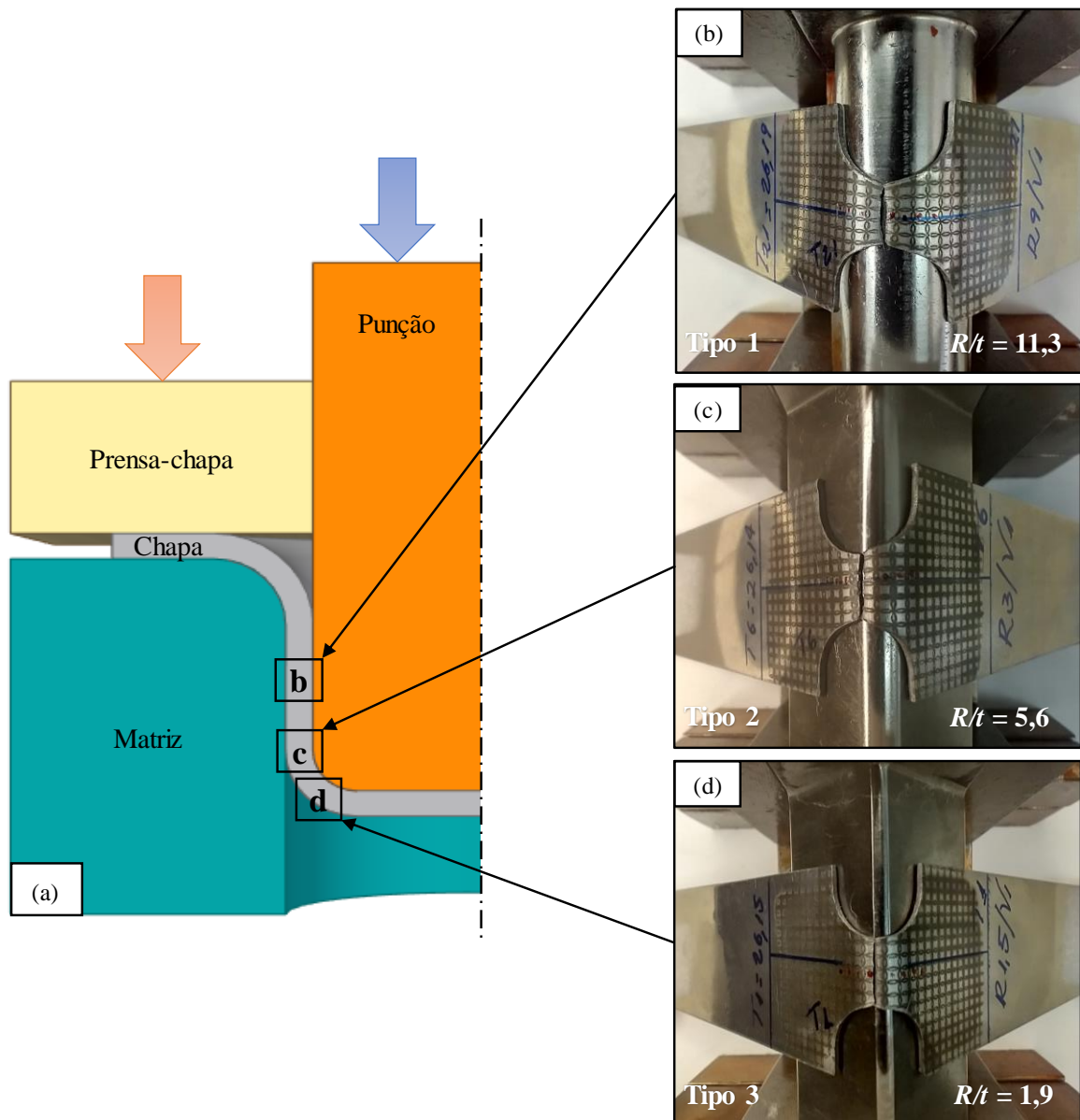


FIGURA 4.27 - Exemplo dos diferentes tipos de fratura reproduzidos no ensaio DBF (direção DT e $V_1 = 2,5$ mm/s): (a) representação esquemática do processo de estampagem profunda; (b) tipo 1 (fratura na parede lateral, $R/t = 11,3$); (c) Tipo 2 (fratura no ponto tangente, $R/t = 5,6$); (d) tipo 3 (fratura no raio do punção, $R/t = 1,9$) (o autor, 2022).

As imagens representativas mostradas na FIG. 4.27b-d revelaram que, conforme a razão R/t aumentou, a fratura tendeu a se deslocar da região do raio de curvatura para a região plana da chapa. Com o intuito de caracterizar as superfícies de fratura, uma análise comparativa da morfologia da superfície de fratura obtida no ensaio DBF com a obtida em diferentes ensaios simulativos é feita na seção seguinte.

4.5.1. Caracterização dos diferentes tipos de fratura

4.5.1.1. Ensaio DBF *versus* tração uniaxial (Tipo 1)

Nas FIG. 4.28a e b são mostradas imagens de MEV obtidas a partir da superfície de fratura da amostra entalhada, a qual foi submetida ao ensaio DBF (FIG. 4.27b) e apresentou falha do Tipo 1 sob as seguintes condições de teste: $R/t = 11,3$, direção DT e $V_1 = 2,5$ mm/s.

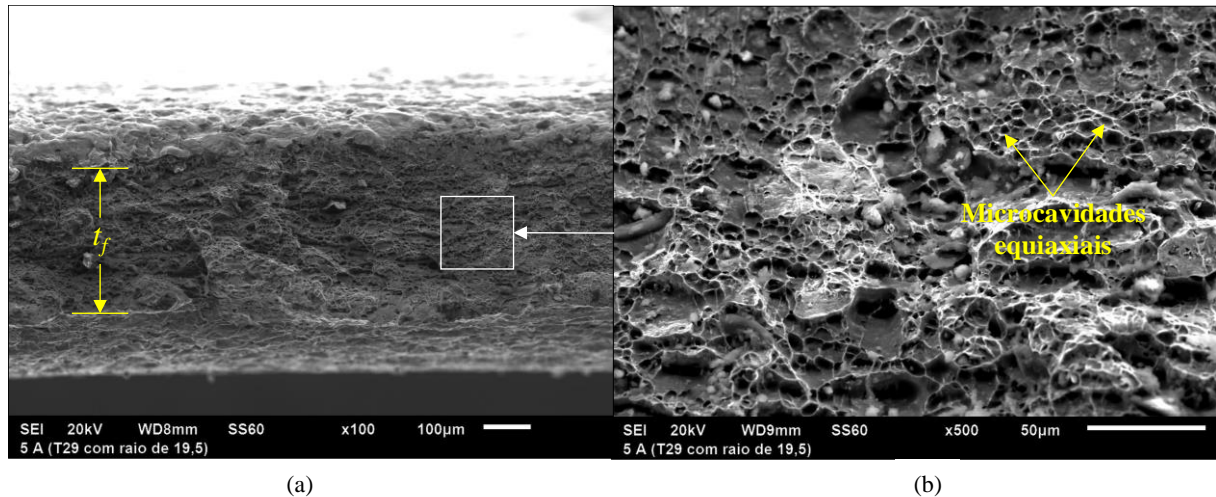


FIGURA 4.28 - Imagens de MEV da fratura do Tipo 1 ($R/t = 11,3$, direção DT e $V_1 = 2,5$ mm/s): (a) aspecto macrográfico da seção; (b) aspecto morfológico da superfície de fratura (o autor, 2022).

Com o intuito de realizar uma análise comparativa entre os resultados, na FIG. 4.29c é mostrada uma imagem de MEV obtida a partir da superfície de fratura de CP um entalhado (FIG. 4.29b), submetido ao ensaio de tração uniaxial interrompido (FIG. 4.29a) e nas seguintes condições de teste: direção DT e $V_1 = 5,0$ mm/s (ou $\dot{\epsilon} = 17 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

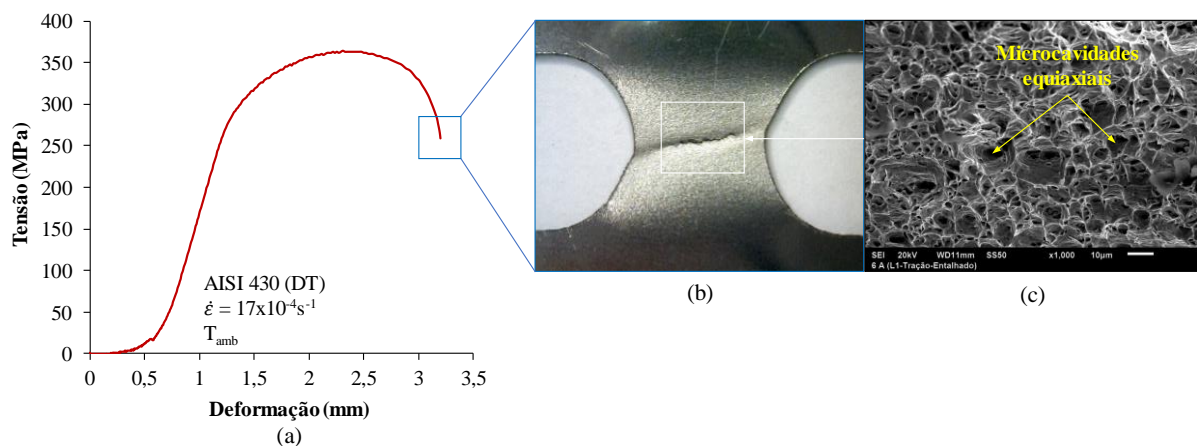


FIGURA 4.29 - Ensaio de tração interrompido de CP entalhado (direção DT e $\dot{\epsilon} = 17 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$): (a) curva tensão-deformação; (b) imagem macrográfico do início da fratura; (c) imagem de MEV da superfície morfológica da fratura (o autor, 2022).

Comparativamente, as FIG. 4.28b e 4.29c revelaram que ambas as superfícies de fratura apresentaram a ocorrência dos mecanismos típicos de uma fratura dúctil por tração, uma vez que microcavidades equiaxiais foram dominantes e com alta fração de volume de vazios causada pela máxima tensão de tração ou fratura (σ_F). Do ponto de vista macroscópico, estas microcavidades são normais à direção da força aplicada (F_1). Geralmente, este tipo de falha ocorre na parede lateral de peças estampadas sob um estado de estiramento uniaxial e razão R/t alta. KIM *et al.* (2011) explicaram que a falha do Tipo 1 ocorre quando a tensão atinge a resistência à tração final do material antes que o limite de carga seja atingido na região de dobramento. Segundo os autores, a falha do Tipo 1 é de fato favorecida para grandes razões R/t e baixas taxas de estampagem, ambas as quais tendem a aumentar a carga sustentável na região de dobramento (onde as deformações locais de pico são mais altas e, portanto, as temperaturas são mais altas) até que uma estrição localizada ocorra e o material falhe.

Corroborando com a análise acima, observa-se na FIG. 4.28a que a fratura ocorreu quando a seção resistente da amostra foi reduzida por deformação localizada ou estrição. Conforme relatado por DIETER (1986), a estrição introduz um estado de tensão triaxial, e uma componente hidrostática da tensão atua no centro da região do entalhe diminuindo sua seção até que a fratura final ocorra. Esse mecanismo de falha, geralmente, é observado em materiais metálicos submetidos ao ensaio de tração convencional. A FIG. 4.29b também sustenta essa afirmação, uma vez que a fratura dúctil por tração se originou da iniciação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos no centro da amostra durante sua deformação plástica, o que causou uma forte estrição antes da fratura. Portanto, estes resultados denotam que a falha do Tipo 1 exibida pela amostra apresentada na FIG. 4.27b sofreu uma fratura dúctil por tração.

Ensaio de tração interrompidos também foram realizados em CPs sem entalhes retirados na direção de laminação (DL) da chapa para analisar a evolução dos microvazios e a redução de área com o aumento da deformação plástica, como mostrado na FIG. 4.30 e 4.31, respectivamente. Para isso, seis diferentes pontos de parada (0, 5, 9, 13, 17 e 23%) foram usados para interromper o ensaio de tração a partir do alongamento uniforme até o ponto de falha final.

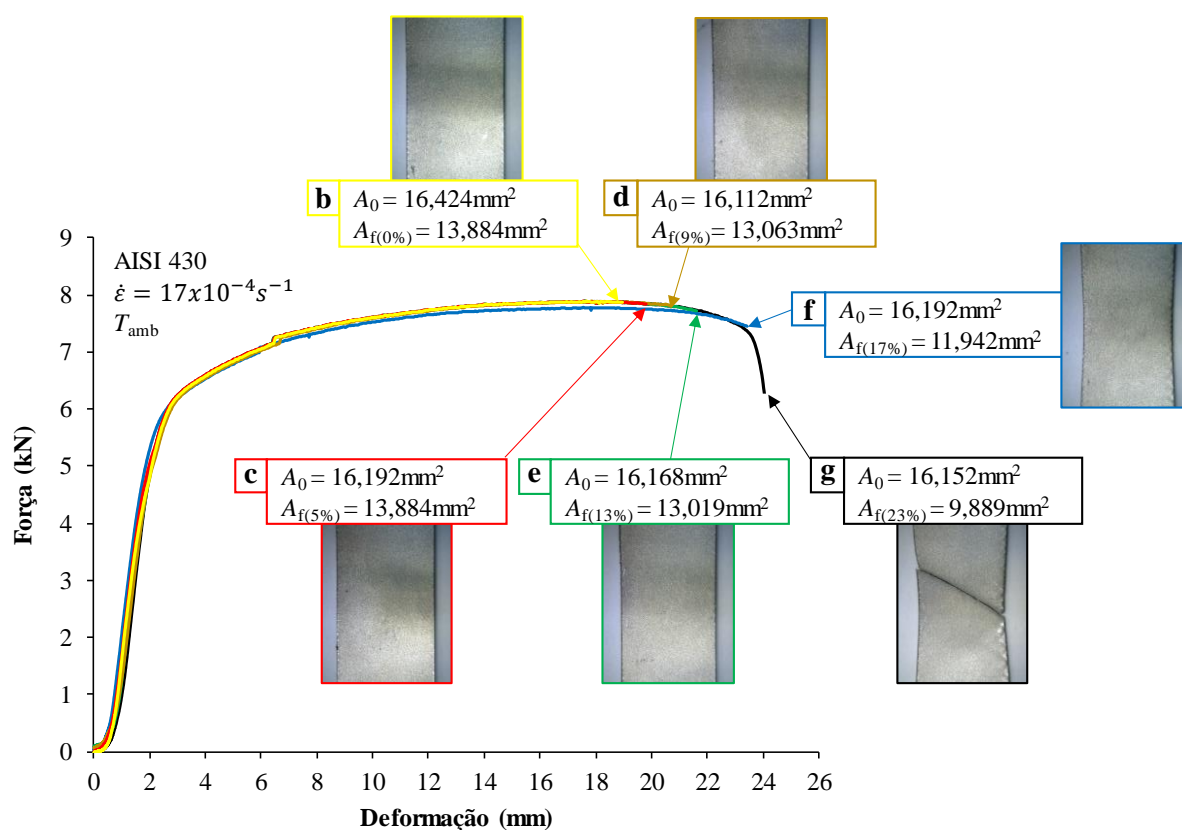


FIGURA 4.30 - Ensaios de tração interrompidos de CPs sem entalhes (o autor, 2022).

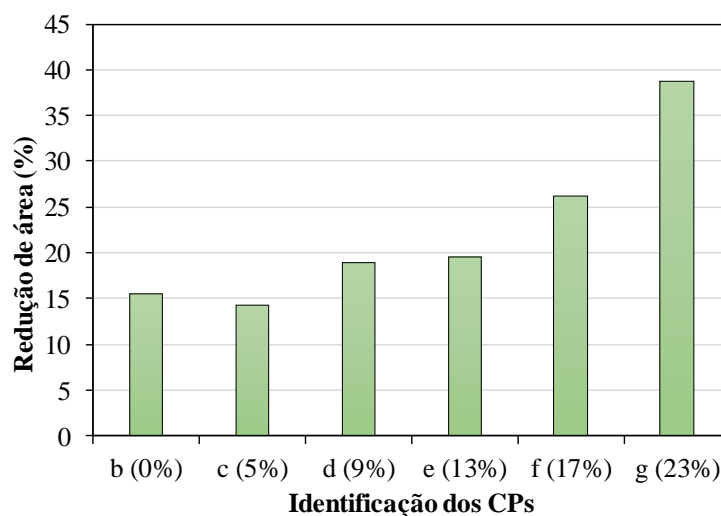


FIGURA 4.31 - Redução de área dos CPs (DL) sem entalhes submetidos aos ensaios de tração interrompidos (o autor, 2022).

Conforme pode ser visto nas FIG. 4.30 e 4.31, até o incremento de 13% de deformação (CP-e) a partir do alongamento uniforme, a área da seção transversal no ponto de parada não apresentou uma variação tão acentuada, contudo, acima deste valor, é possível observar uma forte estricção no CP-f e CP-g, denotando de fato a ocorrência dos mecanismos de fratura dúctil por tração. Contudo, nas FIG. 4.32a-c são mostradas imagens representativas de micrografias obtidas na

região do centro dos CPs submetidos aos diferentes incrementos de deformação (FIG. 4.30) a partir do alongamento uniforme. Notadamente, observa-se que os vazios não aumentaram significativamente até um incremento de 13% de deformação. Sustentando estes resultados, pode ser visto na FIG. 4.28 que, até o CP-e, não foi possível identificar macrograficamente o aparecimento de uma estrição difusa na região do centro dos CPs.

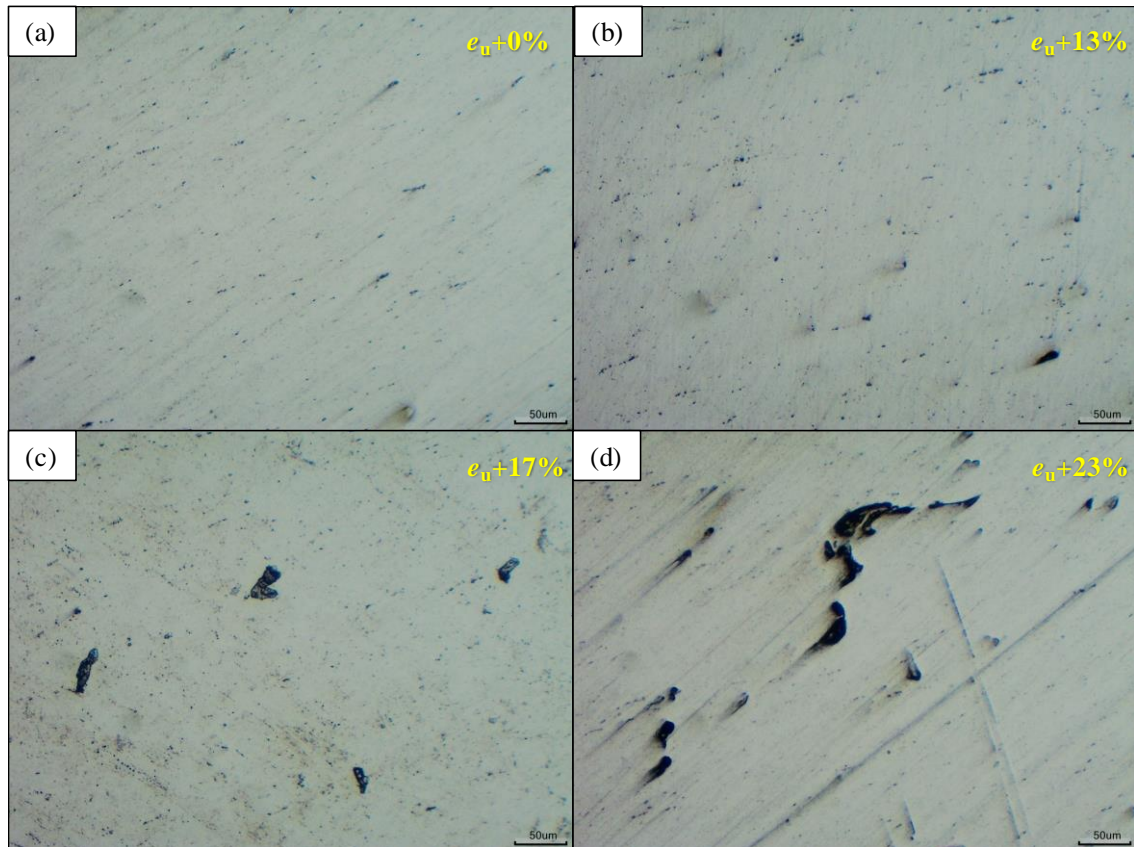


FIGURA 4.32 - Micrografias mostrando o aumento de microvazios em função do incremento de deformação a partir do alongamento uniforme: (a) 0%; (b) 13%; (c) 17%; (d) 23% (o autor, 2022).

A fim de elucidar a questão pontuada acima, ou seja, a baixa evolução dos microvazios até o aparecimento de uma estrição difusa, as micrografias obtidas na região do centro dos CPs (FIG. 4.32) foram analisadas de forma quantitativa no *software* Image-J e, em seguida, considerando cada ponto de parada identificado no gráfico força-deformação do material (FIG. 4.33a), a fração de área e o tamanho médio dos microvazios foram plotados na FIG. 4.33b e c, respectivamente.

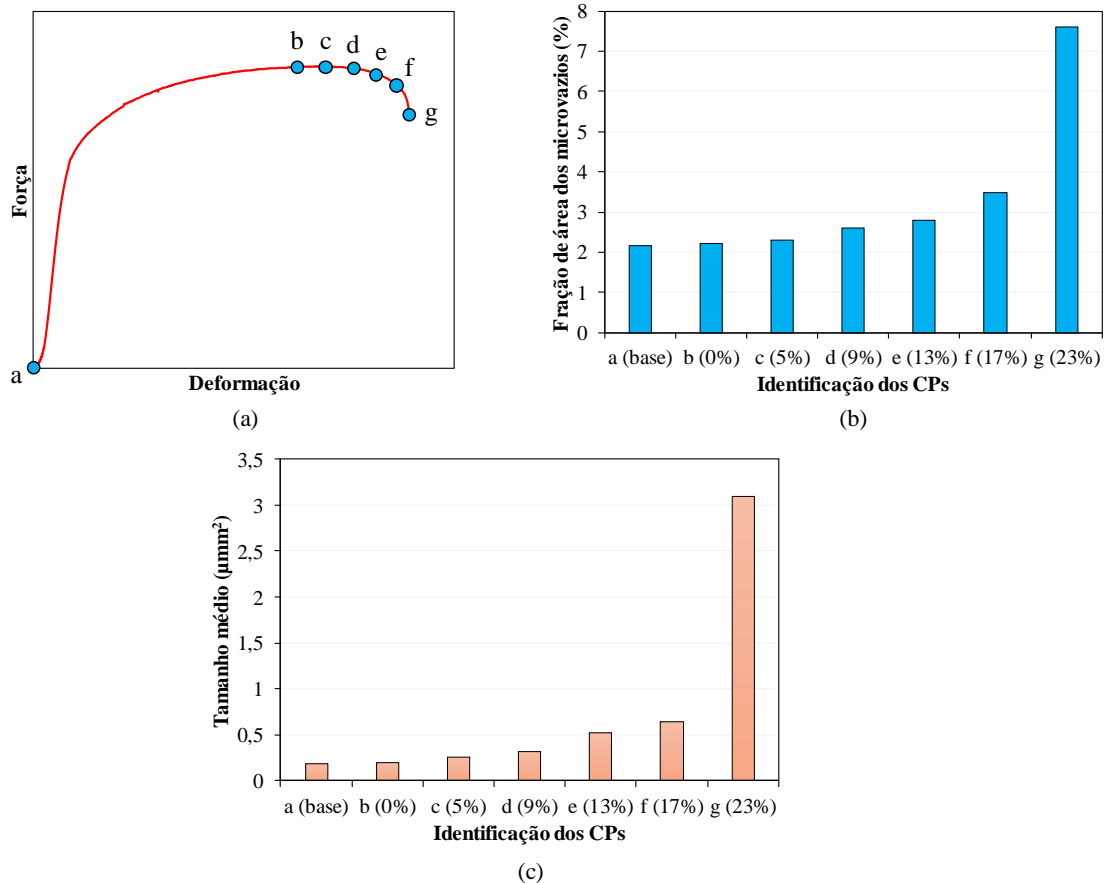


FIGURA 4.33 - Resultados quantitativos dos ensaios de tração interrompidos (direção DT e $\dot{\epsilon} = 17 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$): (a) representação esquemática dos pontos de parada; (b) frações de área dos microvazios; (c) tamanho médio de microvazios (o autor, 2022).

As FIG. 4.33b e c confirmaram que a fração de área e o tamanho médio dos microvazios aumentaram monotonicamente até o incremento de 13% de deformação a partir do alongamento uniforme, logo, esse comportamento sugere que é improvável, que os mecanismos da fratura dúctil (nucleação de vazios, crescimento e coalescência) desempenhe um papel significativo na produção da fratura por cisalhamento da chapa de aço AISI 430 sob a condição de dobramento e estiramento. Contudo, acima deste incremento, nota-se que os CPs exibiram um aumento mais significativo na evolução dos microvazios, sustentando a tese de que o mecanismo de fratura dúctil por tração foi dominante na falha do Tipo 1. SUNG *et al.* (2010) chegaram à mesma conclusão executando ensaios DBF em tiras do aço *Dual Phase* (DP).

4.5.1.2. Ensaio DBF versus estampagem profunda (Tipo 3)

Nas FIG. 4.34a-c são mostradas imagens de MEV obtidas a partir da superfície de fratura da amostra entalhada, a qual foi submetida ao ensaio DBF (FIG. 4.25d) e apresentou falha do Tipo 3 sob as seguintes condições de teste: $R/t = 1,9$, direção DT e $V_1 = 2,5 \text{ mm/s}$.

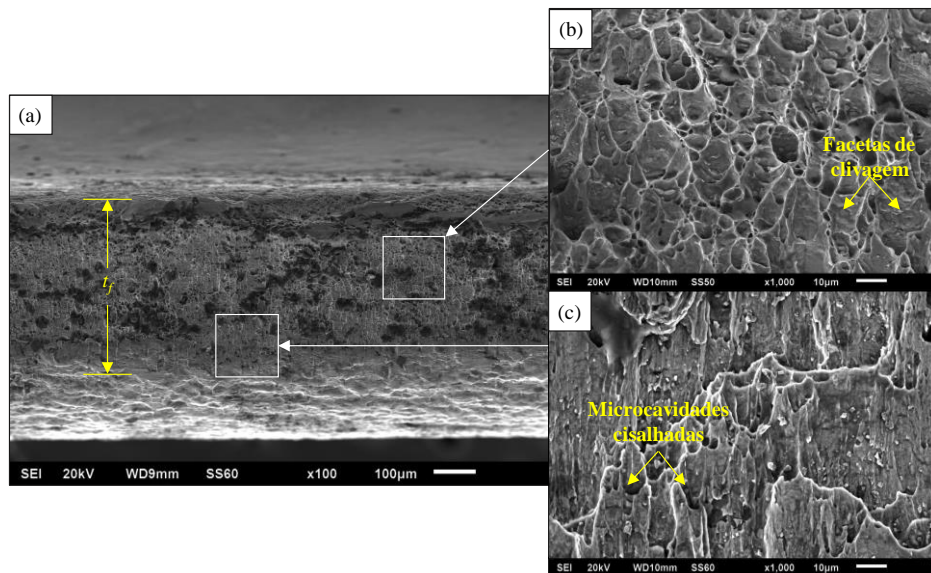


FIGURA 4.34 - Imagem de MEV da amostra com falha do Tipo 3 submetida ao ensaio DBF ($R/t = 1,9$, direção DT e $V_1 = 2,5$ mm/s): (a) aspecto macrográfico da seção; (b) aspecto morfológico da superfície de fratura no centro da amostra; (c) aspecto morfológico da superfície de fratura próximo à borda da amostra (o autor, 2022).

Com o intuito de realizar uma análise comparativa entre os resultados, nas FIG. 4.35a e b, são mostradas imagens de MEV obtidas a partir da superfície de fratura de um *blank*, submetido à uma operação de estampagem profunda e sob as seguintes condições de processo: $R/t = 3,8$, direção DL e $V_1 = 5,0$ mm/s.

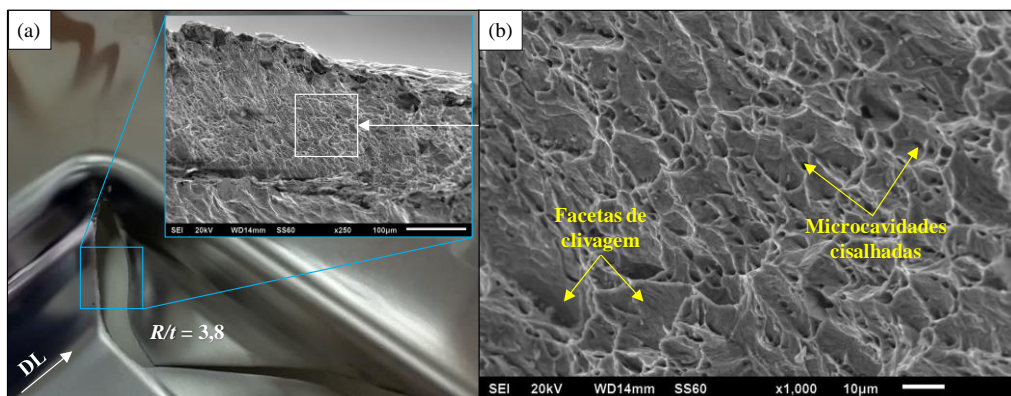


FIGURA 4.35 - Falha do Tipo 3 ocorrida na peça-exemplo submetida a uma operação de estampagem profunda ($R/t = 3,8$, direção DL e $V_1 = 5,0$ mm/s): (a) aspecto macrográfico da fratura; (b) aspecto morfológico da superfície da fratura (o autor, 2022).

Comparativamente, as FIG. 4.34b-c e 4.35b revelaram que ambas as superfícies de fratura exibiram os mecanismos típicos de uma fratura por cisalhamento, ou seja, microcavidades alongadas e facetas de clivagem. Em relação ao primeiro mecanismo, BARBOSA (2021) destaca que as microcavidades formadas durante a fratura por cisalhamento possuem um formato parabólico ou cisalhado indicando a direção de cisalhamento em ambas as faces da

fratura. Já o segundo mecanismo, BITZEK (2015) explica que as facetas de clivagem ocorrem devido à separação de planos cristalográficos pela ruptura das ligações atômicas. Portanto, pode-se inferir que, a falha do Tipo 3 exibida pela amostra submetida ao ensaio DBF (FIG. 4.27d) e também pela peça estampada (FIG. 4.35), podem ser caracterizadas como sendo uma fratura por cisalhamento. LI *et al.* (2011) observaram esse mesmo comportamento em ligas de alumínio, como mostrado na FIG. 2.30b.

Em contraste à fratura dúctil por tração, os resultados mostraram que a fratura por cisalhamento foi semelhante a uma fratura frágil, que, por definição, ocorre com baixa absorção de energia (com pouca ou nenhuma deformação plástica macroscópica), sob tensões menores que as correspondentes ao escoamento generalizado e com uma velocidade de propagação da trinca significativamente alta. Além disso, a superfície de fratura, com aspecto facetado, corresponde à formação de interfaces físicas (superfícies livres) separando os planos cristalinos paralelos, sendo muito comum na fratura frágil do tipo transgranular. Uma análise mais cuidadosa revelou que a falha do Tipo 3 começou na borda do CP entalhado e se propagou perpendicularmente ao seu eixo longitudinal enquanto suas dimensões mínimas (FIG. 4.34a) ainda eram muito maiores que a do Tipo 1 (FIG. 4.28a), denotando que o mesmo sofreu uma baixa deformação plástica anterior à fratura, comportamento típico de uma fratura por cisalhamento.

É possível observar, ainda na FIG. 4.34c, que próximo à borda da seção transversal da amostra, a superfície de fratura exibiu microcavidades mais alongadas ou cisalhadas em comparação ao centro (FIG. 4.34b). A este respeito, MARTÍNEZ-DONAIRE *et al.* (2020) demonstraram que o local de iniciação falha por cisalhamento foi deslocado para mais perto da borda livre da chapa à medida que o raio do punção diminuiu e com baixa deformação plástica da amostra. Portanto, esses comportamentos sugerem que a falha do Tipo 3 exibida pelo aço AISI 430 durante o ensaio DBF se trata de uma fratura por cisalhamento. Além disso, os resultados denotam que o ensaio DBF reproduziu com eficácia, em ambiente laboratorial, uma fratura comumente observada em práticas industriais, principalmente na região de pequenos raios do punção.

4.5.1.3. Ensaio DBF versus estampagem profunda (Tipo 2)

Nas FIG. 4.36a-c são mostradas imagens de MEV obtidas a partir da superfície de fratura da amostra entalhada, a qual foi submetida ao ensaio DBF (FIG. 4.27d) e apresentou falha do Tipo 2 sob as seguintes condições de teste: $R/t = 5,6$, direção DT e $V_1 = 2,5$ mm/s.

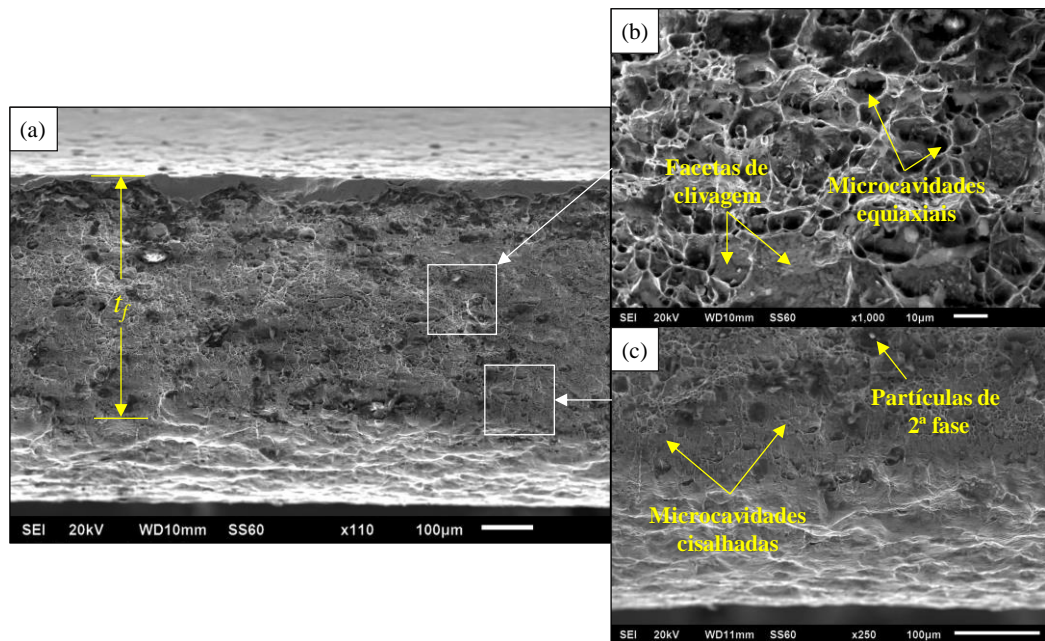


FIGURA 4.36 - Imagem de MEV da amostra com falha do Tipo 2 submetida ao ensaio DBF ($R/t = 5,6$, direção DT e $V_1 = 2,5$ mm/s): (a) aspecto macrográfico da seção; (b) aspecto morfológico da superfície de fratura no centro da amostra; (c) aspecto morfológico da superfície de fratura próximo à borda da amostra (o autor, 2022).

Com o intuito de realizar uma análise comparativa entre os resultados, na FIG. 4.37 é mostrada uma imagem macrográfica (FIG. 4.37a) e imagens de MEV (FIG. 4.37b-c) obtidas a partir da superfície de fratura de um *blank*, submetido à uma operação de estampagem profunda e sob as seguintes condições de processo: $R/t = 3,8$, direção DL e $V_1 = 5,0$ mm/s.

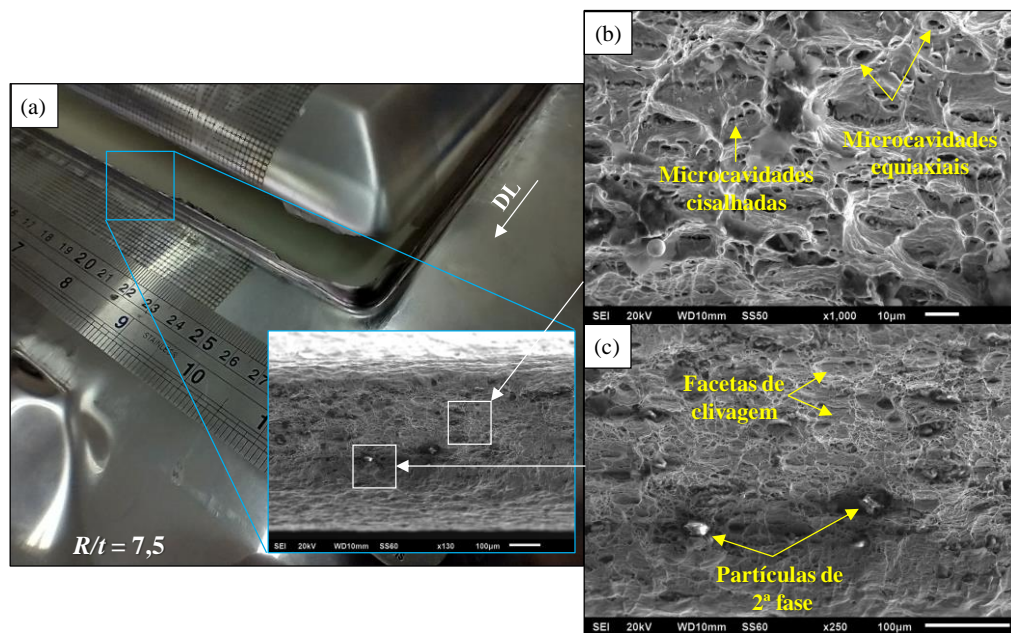


FIGURA 4.37 - Falha do Tipo 2 ocorrida na peça-exemplo submetida à uma operação de estampagem profunda ($R/t = 7,5$, direção DL e $V_1 = 5,0$ mm/s): (a) aspecto macrográfico da fratura; (b) e (c) aspecto morfológico da superfície da fratura (o autor, 2022).

Comparativamente, as FIG. 4.34a-c e 4.35a-c revelaram que ambas as superfícies de fratura exibiram uma mistura dos mecanismos fratura por tração e cisalhamento, o que levou a diferenças no modo da macrofratura em comparação ao Tipo 1 e 3. Por exemplo, observa-se a presença de microcavidades equiaxiais e partículas de 2ª fase e, além disso, microcavidades alongadas e facetas de clivagem, denotando que a falha do Tipo 2 se a uma fratura por mista ou de transição. LI *et al.* (2011) observaram esse mesmo comportamento em ligas de alumínio, como mostrado na FIG. 2.31b.

É possível observar ainda nas FIG. 4.27c e 4.37a, que a falha do Tipo 2 tende a ocorrer na linha do ponto tangente entre a parede lateral e o raio do punção. SUNG *et al.* (2012) explicaram que, na prática industrial, esse tipo de fratura geralmente começa próximo à borda como um Tipo 3, mas tende a se propagar em um ângulo semelhante ao Tipo 1, o que de fato ocorreu no presente estudo. KIM *et al.* (2011) explica que o material ao deslizar sobre a ferramenta é amolecido pelo aquecimento induzido por deformação. No entanto, estes autores pontuaram que este tipo de fratura é improvável que ocorra com frequência, pois a razão R/t é bastante alta na maioria das aplicações de CCM. SHIH e SHI (2008) enfatizaram que esse tipo de fratura é significativamente sensível à condição de restrição (F_2) ou ao nível de tensão aplicado durante o dobramento.

4.5.2. Efeito das deformações limites de fratura sob a tira metálica

4.5.2.1. Superfície externa

A FIG. 4.38 mostra o efeito da razão R/t na deformação limite de fratura na superfície externa (ϵ_{1f}) (ou deformação principal maior à fratura) de tiras do aço AISI 430 submetidas a diferentes direções e velocidades de ensaio. Em uma primeira análise, os resultados indicaram que ϵ_{1f} aumentou significativamente com o aumento da razão R/t . Este comportamento pode ser atribuído ao aumento da tensão de escoamento da tira metálica pelo encruamento. Em estudos experimentais recentes, vários pesquisadores observaram a mesma tendência para outros materiais (THARRETT e STOUGHTON, 2003; LUO e WIERZBICKI, 2010; MORALES-PALMA *et al.*, 2013; MIN *et al.*, 2016).

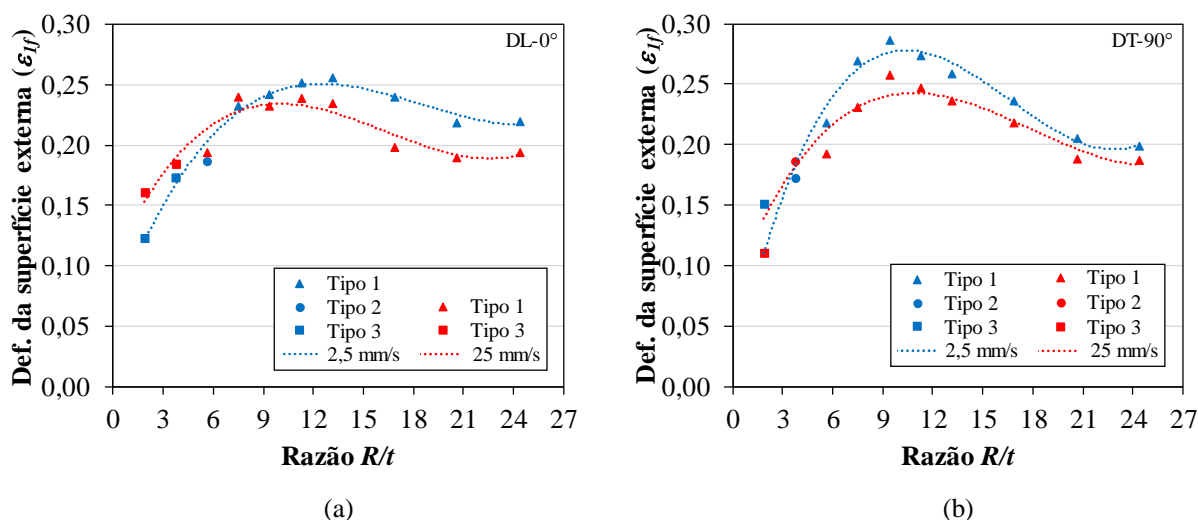


FIGURA 4.38 - Efeito da razão R/t na deformação limite de fratura da superfície externa (ϵ_{1f}) de tiras do aço AISI 430 sob diferentes velocidades de ensaio: (a) DL-0° e (b) DT-90° (o autor, 2022).

Em geral, os resultados mostraram que ϵ_{1f} , na direção DL, atingiu seus valores máximos para as velocidades de 2,5 e 25 mm/s, aproximadamente para uma razão R/t crítica igual a 13,0 e 9,0, respectivamente. Por outro lado, na direção DT, a razão R/t crítica foi aproximadamente 10,0 para ambas as velocidades. Muito provavelmente, as diferenças observadas podem ser atribuídas ao equilíbrio entre o efeito combinado de dobramento e estiramento no gradiente de tensão durante a deformação plástica da tira metálica. Adicionalmente, observa-se que o valor de ϵ_{1f} diminuiu em ambas as direções à medida que a velocidade de ensaio aumentou. De acordo com vários autores (BANABIC *et al.*, 2000; DIETER, 1986; ABBASCHIAN *et al.*, 2009), o aumento da velocidade tem um efeito significativo na taxa de deformação e, conseqüentemente, nas propriedades do material. Geralmente, à temperatura ambiente, o encruamento do material aumenta com o aumento da taxa de deformação devido à restrição ao escoamento plástico pela menor velocidade relativa das discordâncias, resultando em aumento da resistência mecânica e diminuição da ductilidade do material.

YOSHIDA *et al.* (2005) demonstraram através de uma previsão analítica do comportamento de chapas metálicas sob dobramento e estiramento, que o valor de ϵ_{1f} tende a ser maior para materiais com alto coeficiente de encruamento, n , contudo, para uma razão R/t alta, esse valor tende a diminuir, pois o estiramento passar a dominar o processo de deformação plástica em detrimento ao dobramento. Este comportamento relatado pode ser visto claramente nas FIG. 4.38a e b, aproximadamente a partir de $R/t > 12,0$. Em velocidades mais baixas, a direção DT ($\sim 9,0 < R/t < 12,0$) apresentou o maior valor possível de ϵ_{1f} . Esses diferentes comportamentos podem ser atribuídos à heterogeneidade das propriedades do material. Apoiando esses

argumentos, a TAB. 4.3 mostra que o CP retirado na direção DT apresentou um coeficiente de anisotropia normal, r_{90} , mais alto (~17%) do que na direção DL, r_0 , indicando que a superfície do plano da chapa se deforma mais até que a estrição e a fratura ocorram.

Uma análise mais cuidadosa dos resultados mostrou que à medida que R/t aumenta, ε_{1f} tende a se deslocar da região de curvatura para a região plana da chapa, corroborando com a discussão na seção anterior. Portanto, o mecanismo de fratura da chapa mudou de fratura por cisalhamento no raio do punção (Tipo 3) para fratura por tração na parede lateral do punção (Tipo 1). Esse comportamento também foi observado em estudos de outros materiais, tal como o realizado por SUNG *et al.* (2012), SHIH *et al.* (2009), THARRETT e STOUGHTON (2003). Apoiando esses argumentos, as imagens macrográficas das fraturas reproduzidas no ensaio DBF (FIG. 4.27b-d) e os resultados mostrados na FIG. 4.38a e b evidenciaram que, de forma geral, a fratura do Tipo 1, Tipo 2 e Tipo 3 ocorreram, aproximadamente para $R/t > 5,6$, $4,5 < R/t < 5,6$ e $R/t < 4,5$, respectivamente.

Pode ser visto ainda na FIG. 4.38, que a fratura do Tipo 2 e 3 ocorreram para valores de $\varepsilon_{1f} < 2,0$. Portanto, estes resultados confirmam a tese de que a fratura por cisalhamento do aço AISI 430 sob dobramento e estiramento tende a ocorrer sob pequenos raios de curvatura e baixa deformação da superfície externa ou da membrana. Além disso, estes resultados aliados aos mostrados na seção anterior revelaram que, conforme a razão R/t aumenta, a local da fratura tende a se deslocar da região de curvatura para a região plana da chapa.

GHOSH e HECKER (1974) observaram que o dobramento tem uma influência positiva em processos CCM. No entanto, BAUDELET e RAGAB (1982) investigaram experimentalmente o estiramento fora do plano (raios maiores) e no plano (raios menores), e concluíram que o primeiro método produz deformações limite mais altas do que o segundo em graus idênticos de de deformação e espessura inicial da chapa. CHEONG (2019) explicou que a superposição de dobramento e estiramento pode levar a um caminho de deformação não linear. DAMBORG (1999) destacou que a maioria das ligas convencionais com baixo teor de carbono normalmente falham em resposta ao estiramento em regiões sob deformação plana ou com raios suaves. SUNG *et al.* (2012) destacaram que as técnicas atualmente disponíveis, como a consideração de critérios de falha, MEF e CLC, são baseadas na deformação localizada antes da fratura, logo, são incapazes de prever a fratura por cisalhamento em peças com raios pequenos, pois quase não há estrição antes da fratura.

Com o intuito de evidenciar a imprevisibilidade CLC em aplicações com a chapa de aço AISI 430 sob uma condição de dobramento e estiramento e com o uso de ferramentas com pequenos raios, na FIG. 4.28a é mostrada a peça-exemplo submetida ao processo de estampagem profunda, sendo que os pontos indicados referem-se aos locais onde foram medidas as deformações limites (ε_1 e ε_2) que, posteriormente, foram plotadas na CLC do material determinada experimentalmente pelo ensaio Nakazima, conforme mostrado na FIG. 4.39b. Os pontos de sucesso na operação de estampagem foram destacados na “cor verde” (P1 e P2) e os de insucesso na “cor vermelha” (P3, P4 e P5).

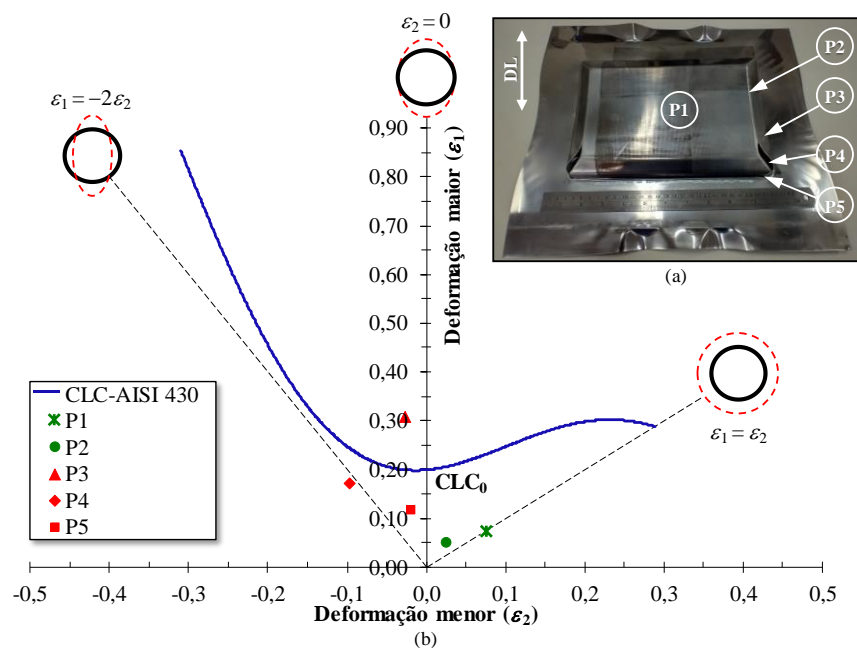


FIGURA 4.39 - (a) peça-exemplo submetida a uma operação de estampagem profunda; (b) CLC da chapa de aço AISI 430 ($t_0 = 0,8$ mm). DL é a direção de laminação da chapa (o autor, 2022).

Pode ser visto na FIG. 4.39b, que o valor de ε_{1f} da peça-exemplo na região plana (ponto P3) ficou acima de CLC₀, ou seja, a curva previu com eficácia a fratura por tração. Além disso, as regiões sob estiramento biaxial (pontos P1 e P2, com este último possuindo $R/t = 7,5$) também foram previstas com eficácia. Contudo, nas regiões com raios pequenos (pontos P4 e P5), o valor de ε_{1f} ficou abaixo de CLC₀, ou seja, a fratura ocorreu em uma região inicialmente considerada segura para estampar a peça, mesmo assim a curva foi ineficaz na previsão da fratura, confirmando a tese de que falhas em regiões com pequenos raios de peças a partir do aço AISI 430 não podem ser previstas pela CLC. Apoiando estes resultados, FERREIRA FILHO *et al.* (2008) demonstraram que a chapa de aço AISI 430, mesmo apresentando uma forte textura (fibra γ) desejável na estampagem profunda, a peça fraturou prematuramente, não convergindo com os resultados outrora previstos pela CLC.

Por outro lado, uma análise comparativa entre as FIG. 4.38 e 4.39b revelou que a magnitude das deformações foi bastante semelhante, denotando que o ensaio DBF reproduziu efetivamente em ambiente de laboratório níveis de esforços praticados em operações industriais. Portanto, esses resultados podem ser utilizados como diretrizes de projeto e critérios de prevenção de falhas no desenvolvimento de processos e produtos a partir da chapa de aço AISI 430. Além disso, podem ser utilizados em práticas industriais para evitar problemas relacionados à conformabilidade nos raios das peças.

4.5.2.2. Espessura

A FIG. 4.40 mostra o efeito da razão R/t na deformação limite de fratura da espessura (ϵ_{3f}) de tiras do aço AISI 430 submetidas a diferentes direções e velocidades de ensaio. A partir desta figura, fica evidente que o valor de ϵ_{3f} aumenta com o aumento da razão R/t . Conforme discutido anteriormente, durante o dobramento e estiramento da tira, a resistência ao escoamento do material aumenta com o aumento da deformação da superfície externa (ϵ_{1f}) devido ao efeito do encruamento. Como a tira metálica está em um estado de deformação plana e obedece a lei da constância do volume, logo, sua espessura diminui em detrimento ao aumento da deformação da superfície externa. YOSHIDA *et al.* (2005) chegaram à mesma conclusão utilizando tiras de chapas de alumínio. Nota-se ainda, que a partir de uma razão R/t crítica ($\sim 13,0$), o valor de ϵ_{3f} tendeu a sofrer uma queda e estabilizar à medida que esta relação aumentou, isto porque, o estiramento passou ser predominante em detrimento ao dobramento.

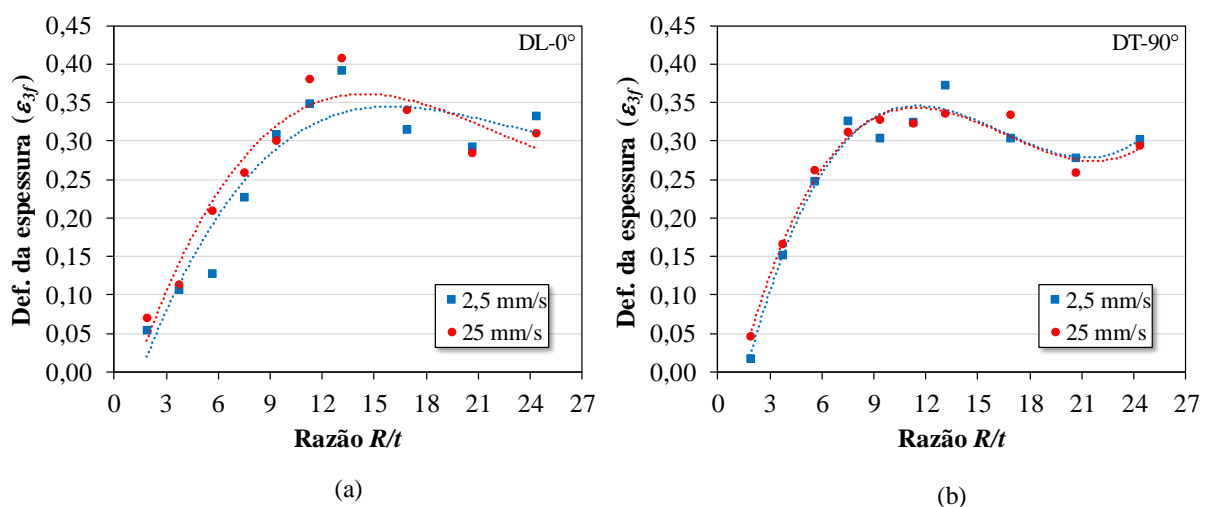


FIGURA 4.40 - Efeito da razão R/t na deformação limite de fratura da espessura (ϵ_{3f}) de tiras do aço AISI 430 sob diferentes velocidades de ensaio: (a) DL-0° e (b) DT-90° (o autor, 2022).

Uma análise mais cuidadosa dos resultados mostrou que o valor de ε_{3f} tendeu a se estabilizar mais rapidamente na direção DT ($\sim R/t=7,5$) (FIG. 4.40b) do que em DL ($\sim R/t=13,0$) (FIG. 4.40a). Esse comportamento pode ser atribuído à heterogeneidade de propriedades mecânicas do material (TAB. 4.3), pois quanto maior o coeficiente de anisotropia normal, r , maior é a resistência do material ao afinamento, permitindo que a superfície e a parede da tira se deformem mais até a fratura.

Os resultados também mostraram que quando a razão R/t foi muito baixa ($\sim 1,5$), a fratura do Tipo 3 ocorreu quase instantaneamente, pois praticamente não houve estricção aparente na seção da amostra ($\varepsilon_{3f} < 7\%$), indicando que a deformação na espessura cessou mesmo antes que a tira atingisse o alongamento uniforme. Isto se mostra um problema, pois o projeto de novos produtos geralmente visa raios pequenos para controle de retorno elástico, rigidez seccional, restrições de embalagem e recursos de *design*. Esses raios pequenos levam a novos desafios à medida que as aplicações desta classe de AIF continuam a aumentar e, conforme demonstrado, um desses desafios é uma maior sensibilidade à formação de trincas nos projetos com baixa razão R/t . No entanto, esse comportamento diferiu da fratura do Tipo 1, pois quando R/t era alto, a ductilidade da chapa ainda se mantinha bastante significativa ($\varepsilon_{3f} > 30\%$) mesmo após atingir o alongamento uniforme, cessando apenas com a fratura da tira. O aumento da velocidade de ensaio teve um efeito mais significativo na direção DL (FIG. 4.40a), devido principalmente ao seu menor coeficiente de anisotropia normal e, como resultado, o valor de ε_{3f} tendeu a aumentar em maior grau em comparação à direção DT.

De uma forma geral, os resultados confirmaram que para prever a fratura da chapa de aço AISI 430 em processos CCM, a CLC é válida apenas para falhas induzidas por estricção em superfícies planas e sob condições de carregamento aproximadamente proporcionais. Neste sentido, CHEONG (2019) enfatizou que trajetórias de deformação não lineares e deformações fora do plano são excluídas da CLC, o que explica a imprevisibilidade da fratura por cisalhamento da chapa de aço AISI 430 nas regiões com pequenos raios em operações de estampagem profunda, conforme discutido e mostrado na FIG. 4.39b.

4.5.2.3. Estiramento da parede

A FIG. 4.41 mostra o efeito da razão R/t sob o limite de estiramento da parede de tiras do aço AISI 430 submetidas a diferentes direções e velocidades de ensaio. Nota-se claramente que o

valor de $L_{m\acute{a}x}/L_0$ aumentou significativamente com o aumento de R/t . Este comportamento pode ser atribuído ao maior encruamento do material à medida que a severidade do dobramento diminuiu (R/t alto).

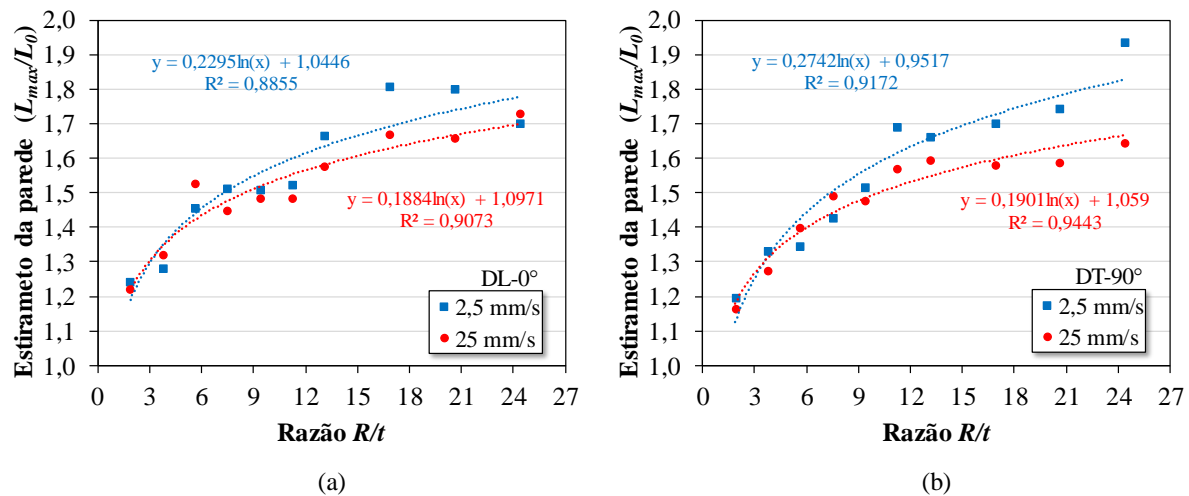


FIGURA 4.41 - Efeito da razão R/t no limite de estiramento da parede ($L_{m\acute{a}x}/L_0$) de tiras do aço AISI 430 sob diferentes velocidades de ensaio: (a) DL-0° e (b) DT-90° (o autor, 2022).

De acordo com o modelo de dobramento descrito por DIETER (1986), quanto maior o raio de curvatura, menor a diminuição da espessura da tira na região de dobramento. Nessas condições, a capacidade da chapa de ser estirada ou deformar longitudinalmente aumenta significativamente. Vários pesquisadores (SHIH *et al.*, 2008; SHIH *et al.*, 2009; HE *et al.*, 2013; NEUHAUSER *et al.*, 2019; GIHYUN *et al.*, 2020) investigaram o efeito do raio de curvatura no limite de estiramento da parede de outros materiais e observaram a mesma tendência.

MA e WELO (2021) explicam que para a maioria dos materiais metálicos durante o dobramento e estiramento, a LN que separa a região tracionada da região comprimida se afasta do centro da chapa à medida que a severidade do dobramento aumenta. CHEONG (2019) relatou que este deslocamento da LN para fora do plano externo tem uma influência positiva na conformabilidade da chapa, pois proporciona um gradiente de deformação mais forte na camada sob tração, e mesmo que a camada mais externa atinja o limite crítico de deformação da CLC, as camadas internas que estão sob moderada tração ou compressão fornecem estabilidade à espessura da chapa, mitigando os efeitos da estricção e, conseqüentemente, aumentando a capacidade de estiramento da parede da tira metálica. As FIG. 4.41a e b confirmam este comportamento à medida que a razão R/t aumenta, logo, nestas condições, a parede da tira tende a atingir maiores níveis de estiramento, como pode ser visto nas FIG. 12a e b.

Adicionalmente, observa-se que a magnitude de $L_{m\acute{a}x}/L_0$ diminuiu com o aumento da velocidade de ensaio. Conforme discutido, o aumento da taxa de deformação faz com que a resistência ao escoamento do material aumente devido ao encruamento e, como resultado, a ductilidade da chapa diminui. Observa-se que em alta velocidade ambas as direções (DL e DT) apresentaram comportamentos muito semelhantes, contudo, em baixa velocidade, a tira DT (FIG. 4.41b) apresentou um maior valor de $L_{m\acute{a}x}/L_0$, muito provavelmente, devido ao maior coeficiente de anisotropia normal nesta direção, o que fez aumentar a resistência ao afinamento e, conseqüentemente, sua capacidade de estiramento.

Em suma, os resultados experimentais demonstraram que a deformação limite total ou axial da fibra (ε_{lim} ou ε_1) na região dos raios em processos CCM, pode ser aproximada como a superposição da deformação da membrana (ε_a) e do dobramento (ε_b), conforme descrito pela EQ. 9. Isso sugere que, quanto menor a contribuição de ε_b no processo de deformação plástica (isso ocorre com o deslocamento da LN para dentro do plano à medida que a razão R/t aumenta), mais o valor de ε_1 se aproxima de ε_a e, conseqüentemente, de CLC_0 , convergindo com o que ocorre na prática industrial, ou seja, o processo torna-se cada vez mais dominado pelo estiramento uniaxial ou carregamento proporcional.

MORALES-PALMA (2013) destaca que a fratura ocorrerá quando todas as fibras próximas à superfície externa da chapa metálica atingirem a deformação limite total. Diante desse fato, a prática industrial tem utilizado chapas mais espessas e raios de curvatura maiores a fim de garantir o sucesso nas operações CCM. No entanto, essas práticas têm impacto direto em outros parâmetros, como o aumento na força necessária para deformar a peça, aumento nos custos de produção, aumento no processo de atrito e desgaste entre as tribossuperfícies, dentre outros. Nesse contexto, a análise experimental de deformações é uma ferramenta muito útil, pois permite que uma análise mais criteriosa dos fenômenos físicos envolvidos no processo de deformação plástica, o que contribui para soluções mais assertivas no desenvolvimento de processos e produtos no âmbito da engenharia mecânica.

4.5.3. Efeito do coeficiente de atrito

As FIG. 4.42 mostra o efeito da razão R/t no coeficiente de atrito (μ) de tiras do aço AISI 430 submetidas a diferentes direções e velocidades de ensaio. Observa-se que o coeficiente de atrito aumentou com a diminuição do raio do pino, entretanto, esse comportamento mudou de uma razão R/t crítica, a partir da qual o coeficiente de atrito aumentou com o aumento do raio do

pino. NANAYAKKARA *et al.* (2005) observaram um comportamento semelhante para uma chapa de aço galvanizada submetida ao ensaio BUT e, concluíram que a partir de um raio de curvatura crítico, o tribossistema mudou seu regime de lubrificação.

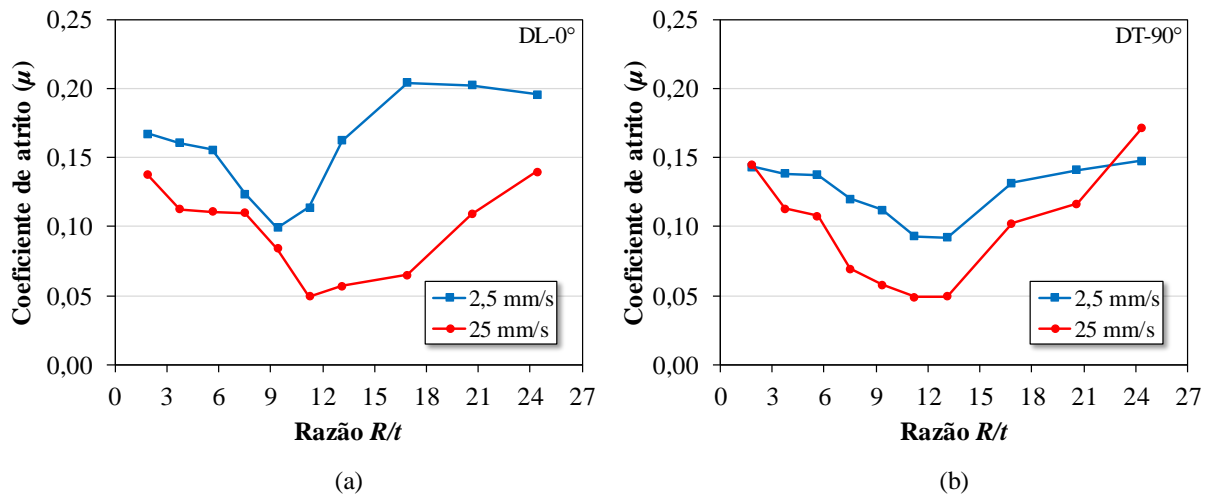


FIGURA 4.42 - Efeito da razão R/t no coeficiente de atrito (μ) de tiras do aço AISI 430 sob diferentes velocidades de ensaio: (a) DL-0° e (b) DT-90° (o autor, 2022).

ANDREASEN *et al.* (2006) explicaram que essa mudança pode estar relacionada à variação da pressão de contato e aumento da rugosidade da chapa devido à deformação plástica por estiramento. KIM *et al.* (2012) demonstraram que a pressão de contato aumenta à medida que o raio do pino diminui e que não é distribuída uniformemente na superfície de contato. Este primeiro comportamento está de acordo com a EQ. 32 e o último com a FIG. 4.15. Segundo JEYAPRAKASH e YANG (2020), quando a pressão de contato aumenta (p), a viscosidade do lubrificante (η) ou a velocidade (v) diminui, logo, também está de acordo com a curva de Stribeck mostrada na FIG. 2.37. TRZEPIECINSKI e LEMU (2020) destacaram que, sob essas condições, a capacidade do lubrificante de separar as superfícies de contato e estabilizar o atrito é diminuída. Autores como ROIZARD *et al.* (1999), BLAU (2009) e BART *et al.* (2013) relataram que em pressões mais altas, o filme lubrificante pode ser expelido da zona de atrito ou se romper, o que aumenta a interação entre as asperezas das tribossuperfícies e, conseqüentemente, a resistência ao atrito.

Uma vez que a superfície da chapa é mais macia (~4,8 vezes) que a do pino de dobramento, um aumento nessa interação produz escoriações profundas na superfície da chapa, conforme mostrado nas FIG. 4.43 e 4.44. Portanto, o alto nível de atrito e desgaste pode ter contribuído para a ocorrência da fratura por cisalhamento em ambas as situações, ou seja, na tira com entalhes submetida ao ensaio DBF (FIG. 4.27d) e na peça-exemplo submetida ao processo de

estampagem profunda (FIG. 4.39a). Apoiando estes argumentos, pode ser visto em ambas as superfícies de desgaste (FIG. 4.43b e 4.44b), que os diferentes microfeitos (sulcos, microvazios, microtrincas, detritos, bandas de deformação e delaminação) decorrentes dos mecanismos de atrito e desgaste governaram a interface do tribocontato próximo à região de fratura.

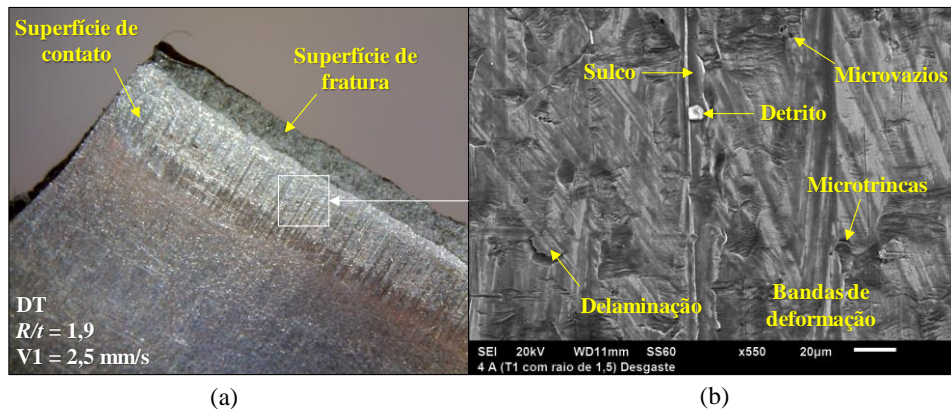


FIGURA 4.43 - Imagens da superfície de desgaste da tira submetida ao ensaio DBF: (a) imagem fotográfica destacando a superfície de fratura e de desgaste; (b) imagem de MEV mostrando os diferentes microfeitos na superfície de desgaste (o autor, 2022).

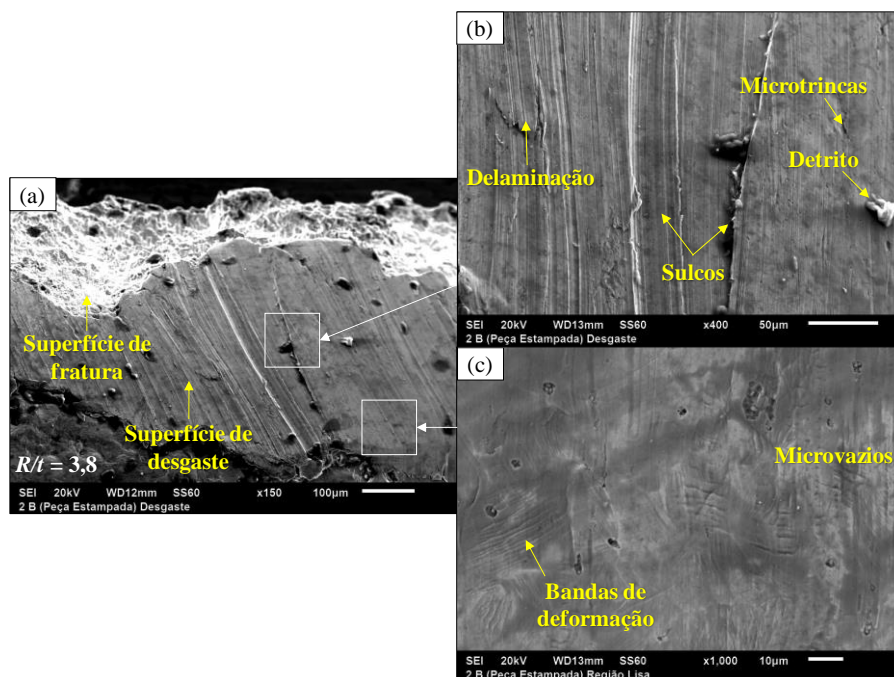


FIGURA 4.44 - Imagens da superfície de desgaste peça-exemplo submetida ao processo de estampagem profunda: (a) imagem de MEV destacando a superfície de fratura e de desgaste; (b) imagem de MEV mostrando os diferentes microfeitos na superfície de desgaste (o autor, 2022).

De acordo com a curva de Stribeck (FIG. 2.37), o coeficiente de atrito em contatos lubrificadas com fluido é uma função não linear com o número de Hersey ($\eta v/p$), contudo, a partir de um

valor crítico deste número, o coeficiente de atrito tende a aumentar continuamente, mesmo o regime sendo considerado hidrodinâmico, sugerindo que mudanças significativas ocorrem na interface de contato, por exemplo, aumento da rugosidade da chapa por deformação plástica e achatamento das asperezas. Em operações CCM, de acordo com ROIZARD *et al.* (1999), a espessura do filme lubrificante é muito fina, portanto, diz-se que o regime de lubrificação é micro-hidrodinâmico ao invés de hidrodinâmico, diferentemente do que pontuaram NANAYAKKARA *et al.* (2005). Os autores destacaram que o regime de lubrificação micro-hidrodinâmico é muito sensível às mudanças topográficas que ocorrem nas tribossuperfícies. Conforme mostrado nos resultados dos ensaios de conformabilidade do Grupo 1 e Grupo 2, a rugosidade da superfície e os coeficientes de atrito medidos aumentaram com o aumento da deformação plástica. MAKHKAMOV *et al.* (2017) enfatizaram que além da deformação plástica alterar a rugosidade da superfície mais macia, também elimina a maior parte dos efeitos elásticos de contato e abre uma nova superfície pela ação do deslizamento das discordâncias, causando uma mudança contínua na mecânica do contato entre as tribossuperfícies.

Pesquisadores como PUROHIT *et al.* (2015), NANAYAKKARA *et al.* (2005) demonstraram que a força de dobramento (F_b) também é significativa na análise de atrito e, portanto, não pode ser ignorada. A EQ. 35 mostra que o valor de F_b diminui com o aumento do raio do pino de dobramento. De acordo com a EQ. 33, a força necessária para puxar a tira (F_1) sobre o pino aumenta à medida que F_b diminui, resultando em um aumento da carga normal na superfície da chapa e, conseqüentemente, causando um maior grau de achatamento de suas asperezas. A EQ. 22 também sustenta esses argumentos. KOTCHAMAN *et al.* (1992) demonstraram que a correlação do aumento da força de dobramento sobre um raio pequeno da matriz, combinado com o aumento do deslizamento sobre esse raio, aumenta o coeficiente de atrito. Portanto, a partir de uma razão R/t crítica, o aumento da rugosidade pelo estiramento e a diminuição da força de dobramento pelo aumento do raio do pino contribuíram significativamente para a mudança no regime de lubrificação.

Em velocidades mais altas, nota-se que as tiras DL e DT apresentaram comportamentos muito semelhantes, sendo que o valor do coeficiente de atrito diminuiu em comparação ao obtido em velocidades mais baixas, sugerindo que o mesmo se tornou mais dependente da viscosidade do lubrificante nesta condição. A curva de Stribeck (FIG. 2.37) também sustenta este argumento. Isso ocorreu porque o regime de lubrificação na interface de contato tornou-se mais semelhante à lubrificação micro-hidrodinâmica, onde a carga era mais suportada pelo filme lubrificante do que pelas asperezas das tribossuperfícies. No entanto, KOTCHAMAN *et al.* (1992) enfatizaram

que os efeitos da velocidade não podem ser facilmente desvinculados de outras variáveis de interação, como lubrificação ou material do ferramental.

Em velocidades mais baixas, observa-se que o coeficiente de atrito medido na direção DL foi maior do que na direção DT. Conforme discutido, dois fatores podem ter contribuído para esse comportamento: a heterogeneidade de propriedades e o estriamento da chapa de aço AISI 430. O efeito combinado destes fatores pode ter auxiliado na ocorrência de diferentes regimes de lubrificação em um mesmo tribossistema e, como resultado, a resistência ao atrito tendeu a aumentar. Sustentando esta conclusão, pode ser visto nas FIG. 4.43 e 4.44, que em algumas regiões da superfície de desgaste foram observadas marcas de arranhões e desgaste adesivo severo característico de um regime misto, enquanto que em outras não houve a presença destas marcas, sugerindo que estas regiões experimentaram uma lubrificação micro-hidrodinâmica.

4.5.4. Efeito da temperatura

A FIG. 4.45 mostra o efeito da razão R/t na temperatura da região de contato de tiras do aço AISI 430 submetidas a diferentes direções e velocidades de ensaio. Em uma primeira análise, observa-se que a temperatura tendeu a diminuir com o aumento da razão R/t e se estabilizar aproximadamente a partir de $R/t > 13,1$. Muito provavelmente, estes comportamentos são decorrentes da presença do filme lubrificante no regime micro-hidrodinâmico que, além de suportar boa parte da carga normal, desempenhou um papel no controle de temperatura, funcionando como meio de transporte do calor.

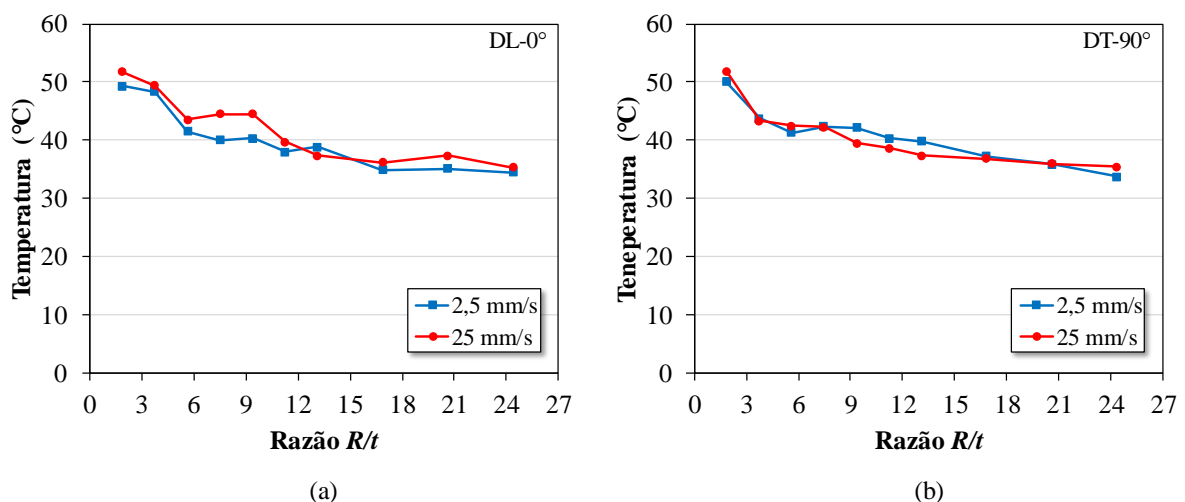


FIGURA 4.45 - Efeito da razão R/t na temperatura da região de contato de tiras do aço AISI 430 sob diferentes velocidades de ensaio: (a) DL-0° e (b) DT-90° (o autor, 2022).

No entanto, observa-se que, em baixas razões de R/t ($\sim < 4,5$), a temperatura foi a maior possível. Esse comportamento pode ser atribuído ao aumento do coeficiente de atrito à medida que o raio de curvatura diminui, como mostrado na FIG. 4.42a e b. Conforme discutido, as forças que atuam no tribocontato aumentam com a diminuição do raio do pino de dobramento para o gerar o movimento da tira, com isso, a pressão de contato aumenta e a quebra do filme lubrificante se intensifica causando a mudança do regime de lubrificação micro-hidrodinâmico para regime misto. Nessas condições, ocorre uma maior interação das asperezas, o que faz a temperatura no tribocontato aumentar.

SUNG (2010) mediu, por exemplo, durante a execução de ensaios DBF de aços DP, temperaturas da ordem 100°C quando R/t era baixo, e concluíram que o aquecimento induzido pela deformação foi o efeito dominante na produção e imprevisibilidade de fraturas por cisalhamento desta classe de material. De acordo com os autores, uma das principais causas na imprevisão da CLC por meio de técnicas industriais é devido ao fato de não levar em conta o efeito não isotérmico do material. No presente estudo, uma termocâmara foi utilizada na medição da temperatura na região de dobramento, contudo, muito provavelmente, a temperatura na interface de contato pode ter sido ainda maior.

O comportamento da temperatura na direção DT foi muito semelhante para ambas as velocidades de ensaio, contudo, na direção DL, houve uma tendência de a temperatura ser maior com o aumento da velocidade. A este respeito, KIM *et al.* (2011) explicaram que o papel da taxa de tração é aumentar a taxa de deformação de pico no material e reduzir o tempo disponível para troca de calor. O efeito da taxa de deformação inibe a deformação localizada enquanto o efeito térmico a auxilia (particularmente na região de dobramento/desdobramento onde as deformações são altas). Além disso, em velocidades maiores, o tempo de contato entre as tribossuperfícies geralmente é menor devido aos mecanismos de troca de calor que, aliado ao maior coeficiente de atrito, tende a aumentar a temperatura no tribocontato.

GUO (2005) destacou que durante a deformação plástica, a conversão de algumas microbandas de tração (que são mais esféricas) em bandas de cisalhamento (que são mais alongadas) pode ocorrer sob condições adequadas. De acordo com o autor, as bandas de cisalhamento se encontram ao longo dos planos de deslizamento onde a tensão de cisalhamento é máxima, como ilustrado na FIG. 2.30a. Elas cruzam vários limites de grãos e sua formação geralmente envolve alguma queda no valor da tensão do material, por exemplo, devido ao aumento da temperatura no tribocontato. Como a chapa de aço AISI 430 é muito fina em comparação ao seu

comprimento e largura, o maior aumento da temperatura (razão R/t baixa) na interface de contato pode ter contribuído para esta queda da tensão ao longo da espessura do material, promovendo o cruzamento das bandas de cisalhamento e, conseqüentemente, a fratura por cisalhamento.

LOU *et al.* (2018) enfatizaram que a ligação dos vazios também é fortemente afetada por vários outros fatores, como a forma de vazios, espaçamento relativo entre vazios, nucleação de vazios secundários e o contato da superfície de vazios achatados em baixa tensão negativa ou triaxialidade. Este último fator, de acordo com BAO e WIERZBICKI (2004), define os mecanismos de falha do material, sendo que para valores de triaxialidade negativos e positivos próximos a zero, a fratura ocorre devido aos mecanismos de cisalhamento, como mostrado na FIG. 2.32. Neste contexto, pode ser visto nas FIG. 4.36, 4.40 e 4.41, que a tira metálica fraturou sob baixíssimas razões R/t e deformações limites, denotando que o nível de triaxialidade das tensões também foram muito baixos e próximos de zero. Nessas condições, muito provavelmente, os poucos vazios secundários que se nuclearam no material, podem ter se ligado e alongado no plano de deslizamento onde a tensão de cisalhamento é máxima (ou tensão resolvida crítica), culminando em uma fratura macrográfica por cisalhamento.

HANCOCK e MACKENZIE (1976) destacaram que a fratura dúctil por tração se inicia nos locais onde os níveis da tensão hidrostática são máximos. Uma vez que a camada do material (abaixo da LN) sob compressão em raios pequenos é maior do que em raios grandes, isso contribui para a redução da tensão hidrostática (σ_H) na região de dobramento e, conseqüentemente, na intensidade da tensão de triaxialidade média ($\sigma_H/\bar{\sigma}$), como mostrado na FIG. 2.32. Conforme salientado, a tensão do material ($\bar{\sigma}$) tende a diminuir com aumento da temperatura, o que pode favorecer a formação de vazios secundários e regular o nível da tensão de triaxialidade média. Como a tira foi submetida a um estado de sobreposição de esforços (dobramento e estiramento), a componente de estiramento pode ter atuado no alongamento dos vazios secundários que se formaram no plano de deslizamento máximo (cisalhamento).

HULL e BACON (2011) explicam que, em metais CCC, o plano de deslizamento aparente varia com a composição, orientação do cristal, temperatura e taxa de deformação. Por exemplo, quando o ferro puro é deformado à temperatura ambiente, o plano de deslizamento parece estar próximo ao plano de tensão de cisalhamento máximo resolvido, independentemente da orientação, porém, quando é deformado a baixas temperaturas ou ligado com silício, o deslizamento tende a ser restrito a um plano $\{110\}$ específico.

Em suma, pode-se concluir que o aumento de temperatura (devido ao aquecimento induzido por deformação e atrito) aliado à baixa tensão de triaxialidade média (devido à menor tensão hidrostática à medida que o riao aumenta) e sobreposição do estiramento na região de dobramento, podem ter contribuído para a conversão de bandas de tração decorrentes dos microvazios secundários em bandas de cisalhamento no plano de deslizamento onde a tensão de cisalhamento é máxima e, conseqüentemente, para ocorrência da fratura macroscópica por cisalhamento.

4.5.5. Análise de variância (ANOVA)

Na TAB. 4.5, por exemplo, são mostrados os resultados obtidos na ANOVA para a deformação limite de fratura da superfície externa (ε_{1f}) das amostras em um nível de confiança de 95%. Os fatores e/ou interações significativas foram destacados na célula da tabela na “cor cinza”.

TABELA 4.5 - ANOVA para ε_{1f} (Razão R/t , velocidade de ensaio-A e direção do corpo de prova-B).

Fonte	Betas (p-valor)	Modelo 1		Modelo 2	
		p-valor	contribuição	p-valor	contribuição
Intercepto	-1,256 (0,051)	---	---	---	---
R/t	-0,204 (0,002)	0,000	76,71%	0,000	76,71%
R/t	2,833 (0,000)	0,000	7,89%	0,000	7,89%
A	-0,378 (0,078)	0,000	2,50%	0,000	2,50%
B	0,054 (0,801)	0,338	0,16%		
A.B	-0,396 (0,190)	0,190	0,29%		
Sumário dos modelos					
R^2			87,55%		87,09%
R^2 (aj.)			86,70%		86,58%
R^2 (pred.)			85,24%		85,47%
Soma dos quadrados dos erros					
Falta de ajuste		0,000	26,69	0,081	34,34
Erro puro			6,44		10,54

(o autor, 2022)

Aparentemente, de acordo com a TAB. 4.5, a direção e velocidade de ensaio não influenciou no valor ε_{1f} , desta forma, o modelo foi ajustado apenas com as variáveis significativas. Com o intuito de analisar graficamente o comportamento dos resíduos referentes à variável resposta deformação principal maior (ε_{1f}), na FIG. 4.46a e b, a normalidade dos resíduos foi testada pela Estimativa de Densidade Kernel (EDK) e a hipótese de independência foi verificada plotando-se os resíduos contra valores ajustados, respectivamente.

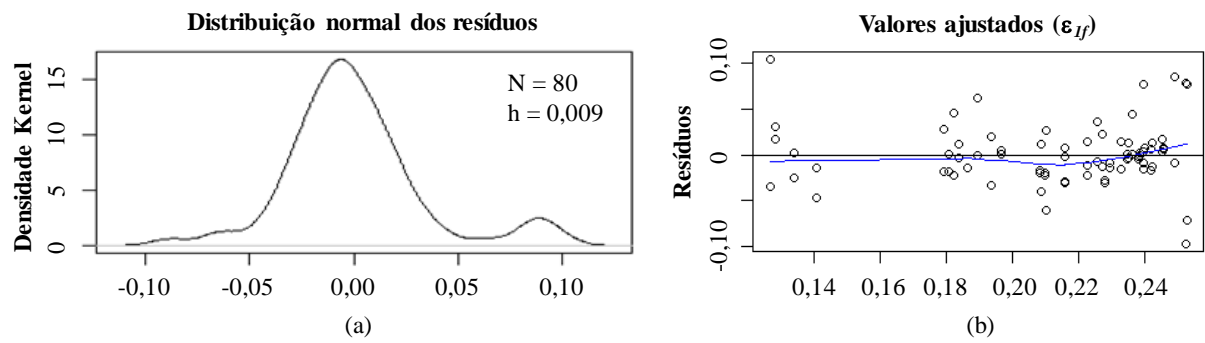


FIGURA 4.46 - Análise residual para a deformação principal maior (ϵ_{1f}): (a) teste de normalidade; (b) teste de homogeneidade da variância (o autor, 2022).

Apesar da curva mostrada na FIG. 4.46a ter um formato de sino típico de uma distribuição normal, a cauda mais pesada indica que alguns pontos podem não ter se ajustado muito bem ao modelo utilizado. No entanto, o teste de Shapiro-Wilk não rejeitou a hipótese nula de que os resíduos vêm de uma distribuição normal. Além disso, verifica-se um formato de sino característico da distribuição normal.

É possível notar ainda na FIG. 4.46b, que todos os resíduos padronizados estavam compreendidos entre os intervalos de -0,10 e 0,10, indicando que apresentaram média zero e variância constante, sugerindo a independência de dados. Uma análise mais cuidadosa mostrou que existem espaços vazios no eixo dos valores ajustados (entre 0,14 e 0,18), denotando a ausência de dados amostrais. No entanto, pode ser visto que os resíduos contra valores ajustados variaram muito pouco em torno de zero, que não houve variabilidade dos resíduos conforme os valores ajustados aumentavam e que não ocorreu um padrão de distribuição específico. Portanto, pode-se afirmar que os erros decorrentes do modelo foram aleatórios e que a regressão gerada pela ANOVA pode ser confirmada.

Na FIG. 4.47 são plotados os pontos referentes ao valor de ϵ_{1f} de acordo com o tipo de fratura para as diferentes direções e velocidades de ensaio.

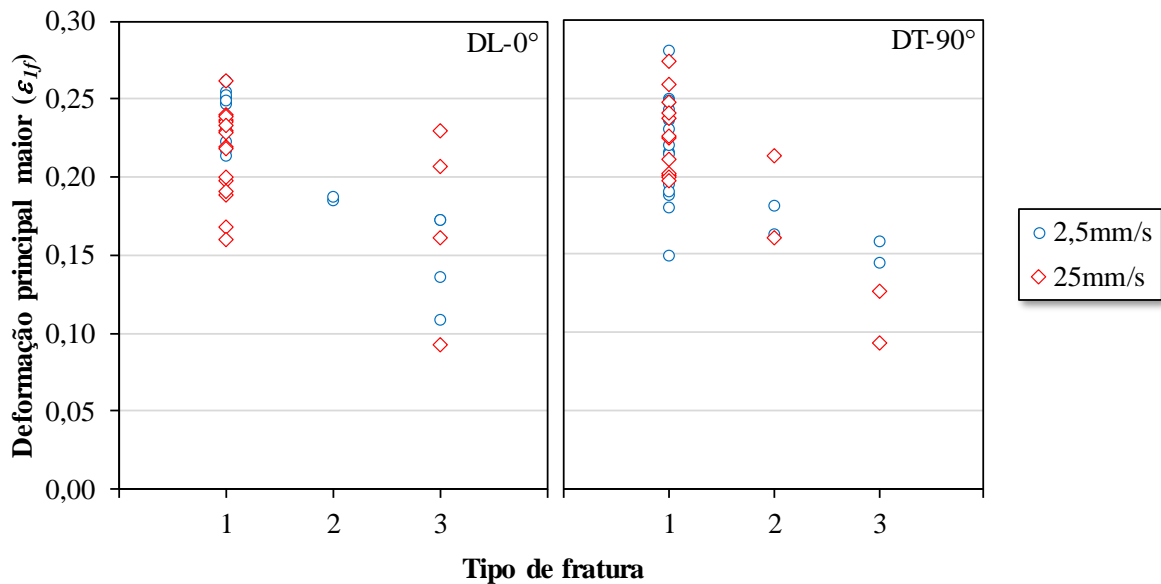


FIGURA 4.47 - Pontos referentes à deformação principal maior (ϵ_{1f}) de acordo com o tipo de fratura apresentada pela tira sob diferentes direções e velocidades de ensaio (o autor, 2022).

De uma forma geral, nota-se na FIG. 4.47, que o Tipo 2 e 3 ocorreram para valores de $\epsilon_{1f} < 2,0$. No entanto, o Tipo 3 (fratura por cisalhamento) foi mais frequente na direção DL, principalmente, quando o valor de ϵ_{1f} foi muito baixo. Além disso, houve pouca sobreposição dos pontos experimentais. Em contraste, o Tipo 1 (fratura por tração) foi mais frequente entre todos os tipos de fratura analisados, e os valores de ϵ_{1f} exibiram uma leve tendência de apresentarem uma maior magnitude na direção DT. É possível notar também uma maior sobreposição dos pontos experimentais do Tipo 1 em comparação ao Tipo 2 e 3. O Tipo 2 foi menos frequente e não sendo observado para uma velocidade de 25 mm/s na direção DL.

Na FIG. 4.48 foram plotadas as curvas (experimental e simulação) da deformação principal (ϵ_{1f}) em função da razão R/t . É importante destacar, que a curva de simulação foi obtida considerando as condições de contorno dos dados experimentais, ou seja, na faixa $1,9 < R/t < 24,4$.

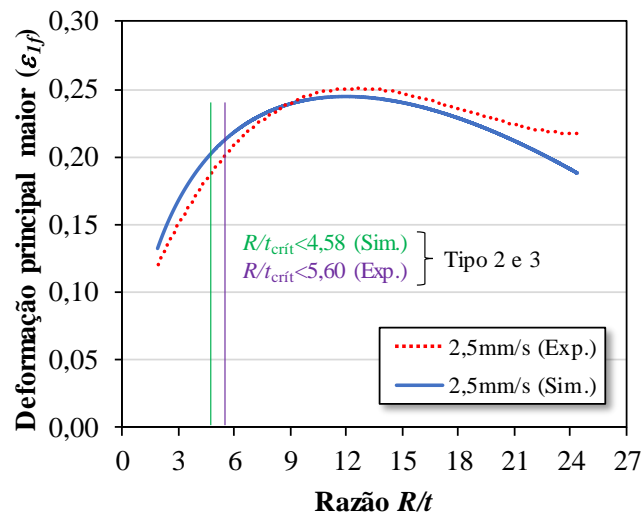


FIGURA 4.48 - Previsão dos intervalos de ocorrência dos diferentes tipos de fratura considerando a deformação principal (ε_{1f}) (o autor, 2022).

Como as falhas do Tipo 2 e 3 partem da premissa que devem ocorrer quando $\varepsilon_{1f} < 2,0$, logo, de acordo com a curva de simulação, ambas as falhas (mista e cisalhamento) deverão ocorrer com mais frequência para uma razão crítica $R/t < 4,58$. Como os dados experimentais indicaram uma relação crítica de $R/t < 5,6$, pode-se inferir que ambos os resultados confirmam a tendência das fraturas do Tipo 2 e 3 ocorrerem para uma razão R/t baixa, uma condição em que o dobramento domina o processo em detrimento ao estiramento. Em contraste, o Tipo 1 tende a ocorrer acima desta faixa de valores, quando então o estiramento passa a dominar o processo, o que também confirma a tendência observada nos resultados experimentais.

De forma análoga à análise de ε_{1f} , as demais variáveis resposta (alongamento total, redução de espessura, coeficiente de atrito e temperatura) foram analisadas estatisticamente pela ANOVA (Anexos 6 e 7). Uma vez que os modelos utilizados para estas variáveis resposta também atenderam às premissas de normalidade, independência e aleatoriedade, pode-se afirmar que os erros decorrentes do modelo foram aleatórios e que a regressão gerada pela ANOVA pode ser confirmada.

Por meio dos resultados combinados das cinco variáveis resposta (Anexos 8 e 9), foi possível determinar a razão R/t crítica para cada condição de ensaio proposta na matriz de experimentos (Anexo 4 e 5), abaixo da qual deverá ocorrer as fraturas do Tipo 2 e 3:

- Quando a orientação da tira foi 0° e com velocidade de ensaio igual a 2,5 mm/s e 25mm/s, a razão crítica foi aproximadamente $R/t < 5,1$ e $R/t < 4,63$, respectivamente;

- Quando a orientação da tira foi 90° e com velocidade de ensaio igual a 2,5 mm/s e 25mm/s, a razão crítica foi aproximadamente $R/t < 4,63$ para ambas as velocidades.

Portanto, os resultados experimentais e a simulação pelo teste de Shapiro-Wilk confirmaram que existe uma grande probabilidade das fraturas do Tipo 2 e 3 ocorrerem para razões R/t baixas, sugerindo que estes resultados, podem de fato, serem utilizados para evitar falhas relacionadas à conformabilidade da chapa de aço AISI 430 na região dos raios durante operações de estampagem profunda.

5. CONCLUSÕES

O estudo do comportamento mecânico, tribológico e fratura da chapa de aço inoxidável ferrítico AISI 430 submetida às condições de dobramento e estiramento foi realizado no presente trabalho, e através dos resultados obtidos nos ensaios experimentais e sua análise, as principais conclusões são sumarizadas a seguir:

- Ensaios de conformabilidade do Grupo 1:
 - o projeto e construção do tribossimulador foi realizado com sucesso, avanços e vantagens significativos foram obtidos, e os resultados experimentais indicaram que a repetibilidade dos coeficientes de atrito medidos foi satisfatória;
 - no ensaio BUT, o coeficiente de atrito medido para a tira de aço AISI 430 foi aproximadamente 33% maior que a do aço AISI 304 e 47% menor do que no ensaio STT, muito provavelmente devido ao estriamento na superfície da chapa AIF sob deformação plástica;
 - no ensaio STT, o coeficiente de atrito medido para a tira de aço AISI 304 foi aproximadamente 44% maior que a do aço AISI 430 e 29% maior do que no ensaio BUT. Essas diferenças foram devidas aos valores mais baixos e mais altos de martensita- α' transformada pelo efeito TRIP na superfície da chapa de AIA, respectivamente;
 - a direcionalidade da textura também influenciou no coeficiente de atrito medido, e as diferenças mais pronunciadas se devem às propriedades mecânicas e rugosidade das chapas de aço inoxidável. A chapa de AIA exibiu maior coeficiente de atrito na direção de 90° em ambos os testes, enquanto o da chapa de AIF foi maior na direção 0° no ensaio BUT;
 - os microefeitos dos mecanismos de atrito e desgaste foram mais intensos para as tiras submetidas ao ensaio BUT, isto porque, em pressões de contato mais altas, o filme lubrificante se rompe com mais facilidade, aumentando o nível de escoriação devido ao desgaste adesivo severo. Além disso, a distribuição de pressão no tribocontato não foi uniforme, causando diferentes regimes lubrificação;
 - considerando que as chapas de aço inoxidável apresentaram diferentes comportamentos tribológicos, os coeficientes de atrito medidos podem ser usados para melhorar a

precisão de simulações numéricas e, conseqüentemente, a produtividade e a qualidade dos produtos fabricados.

- Ensaios de conformabilidade do Grupo 2:
 - os coeficientes de atrito medidos aumentaram com o aumento do alongamento relativo nos diferentes ensaios e condições de lubrificação. Este comportamento foi devido ao aumento da rugosidade da superfície da tira por deformação plástica;
 - os coeficientes de atrito medidos para a tira de aço AISI 430 no ensaio BUT mais uma vez foram superiores aos medidos no ensaio STT. O maior efeito combinado de deformação plástica e deslizamento da tira sobre a ferramenta, a heterogeneidade de propriedades e o estriamento contribuíram significativamente para esse comportamento;
 - no ensaio STT, a relação entre o coeficiente de atrito medido e o alongamento relativo foi mais linear, provavelmente devido à semelhança na cinemática deste ensaio com o de tração convencional;
 - a maior eficiência do lubrificante foi registrada para pequenos valores de alongamento relativo devido à menor rugosidade e pressão de contato. Nessas condições, as asperezas da tira sofreram menor achatamento e atuaram como reservatório de lubrificante ou “bolsões de óleo” no tribocontato. A eficácia da lubrificação foi maior no ensaio STT devido à menor deformação plástica das asperezas e velocidade de deslizamento sobre a ferramenta.

- Ensaios de conformabilidade do Grupo 3:
 - o ensaio DBF foi capaz de reproduzir de forma confiável, sob um estado de deformação plana, três diferentes tipos de fratura em tiras do aço AISI 430: tipo 1 (fratura por tração ou estrição na parede lateral do punção), tipo 2 (fratura mista ou de transição no ponto tangente entre o raio do punção e a parede lateral) e tipo 3 (falha por cisalhamento no raio do punção);
 - a deformação limite de fratura na superfície externa aumentou com o aumento de R/t e, concomitantemente, o local de fratura se deslocou e o aspecto morfológico da superfície de fratura se modificou. A fratura do tipo 1, tipo 2 e tipo 3 ocorreram para $R/t > 5,6$, $4,5 < R/t < 5,6$ e $R/t < 4,5$, respectivamente;
 - em geral, os resultados mostraram que ε_{1f} , na direção DL, atingiu seus valores máximos para as velocidades de 2,5 e 25 mm/s, aproximadamente para uma razão R/t crítica

- igual a 13,0 e 9,0, respectivamente. Por outro lado, na direção DT, a razão R/t crítica foi aproximadamente 10,0 para ambas as velocidades.;
- a deformação limite de fratura na espessura também aumentou com o aumento de R/t , contudo, a partir de um ponto crítico desta relação, exibiu uma tendência de estabilizar. Isso sugere que a CLC do aço AISI 430 é válida apenas para falhas induzidas por estrição em superfícies planas e sob condições de carregamento aproximadamente proporcionais;
 - o limite de estiramento da parede da tira aumentou com o aumento de R/t , pois o maior raio de curvatura aliado ao efeito do estiramento causou uma menor diminuição da espessura da tira e o deslocamento da LN para fora do plano na região de dobramento, respectivamente. Desta forma, a capacidade da chapa de se esticar ou deformar longitudinalmente aumentou significativamente. A maior resistência da tira ao afinamento na direção de 90° proporcionou um maior estiramento em comparação à direção de 0° ;
 - o coeficiente de atrito medido aumentou com a diminuição de R/t , contudo, este comportamento mudou a partir de uma razão R/t crítica, onde o coeficiente de atrito aumentou com o aumento desta relação. Parâmetros como a variação da pressão de contato, rugosidade da superfície da chapa, força de dobramento e mudanças no regime de lubrificação tiveram impacto direto no coeficiente de atrito medido;
 - o aumento de temperatura (devido ao aquecimento induzido por deformação e atrito) aliado à baixa tensão de triaxialidade média (devido à menor tensão hidrostática à medida que a razão R/t diminui) e sobreposição do estiramento na região de dobramento, sugerem que bandas de tração foram convertidas em bandas de cisalhamento no plano de deslizamento máximo do aço AISI 430, culminando na fratura macroscópica por cisalhamento;
 - a ANOVA indicou que a razão R/t baixa foi a variável de entrada que mais contribuiu para ocorrência da fratura por cisalhamento, com a razão crítica sendo $R/t < 5,1$;
 - por fim, os resultados sugerem que podem ser utilizados como diretrizes de projeto e critérios de prevenção de falhas no desenvolvimento de processos e produtos a partir da chapa de aço AISI 430. Além disso, podem ser usados para evitar falhas relacionadas à conformabilidade nos raios das peças.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Validar o equipamento por meio da comparação de resultados com aqueles obtidos com o equipamento comercial;
- Expandir o estudo para outras chapas metálicas com intuito de investigar o comportamento mecânico, tribológico e as deformações limites de fratura;
- Medir, por meio de termopar, transdutor de pressão e *strain-gauge* a temperatura de contato, a pressão de contato e a deformação limite da superfície externa durante os ensaios DBF, respectivamente;
- Determinar um sistema de referência eficiente para a superfície curva da tira metálica na região do raio, quando submetida ao ensaio DBF, com o intuito de se utilizar a técnica de EBSD para analisar qual textura cristalográfica aumenta a sensibilidade do aço AISI 430 à fratura por cisalhamento;
- Analisar a região de fratura através de um Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET) para identificar as bandas de deformação que se formaram nos planos de deslizamento onde a tensão de cisalhamento é máxima;
- Caracterizar o material sob a condição de estampagem profunda usando matrizes que possibilite variar a força do prensa-chapa;
- Utilizar os resultados experimentais como dados de entrada para a simulação numérica computacional.

REFERÊNCIAS

ABBASCHIAN, R.; ABBASCHIAN, L.; REED-HILL, R.E. **Physical Metallurgy Principles**. 4th ed. Cengage Learning, Stamford, 2009.

ABREU, H.F.G.; CARVALHO, S.S.; NETO, P.L.; SANTOS, R.P.; FREIRE, V.N.; SILVA, P.M.O.; TAVARES, S.S.M. Deformation induced martensite in an AISI 301LN stainless steel: characterization and influence on pitting corrosion resistance. **Materials Research**, v. 10, n. 4, p. 359-366, 2007.

AGARWAL, H.; GOKHALE, A.M.; GRAHAM, S.; HORSTEMEYER, M.F. Void growth in 6061-aluminum alloy under triaxial stress state. **Materials Science and Engineering A**, v. 341, p. 35-42, 2003.

ALINGER, M.J.; SRIRAM, S.; MATLOCK, D.K. An investigation of strain evolution in the bending-under-tension friction test. In: **Sheet Metal Forming Technology**; 1999; San Diego, California. Proceedings. Warrendale: Minerals, Metals and Materials Society/AIME, p. 129-140, 1999.

ALTAN, T.; TEKKAYA, A.E. **Sheet Metal Forming: Fundamentals**. ASM International, Ohio, 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A240/A240M**. Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications. ASTM International, West Conshohocken, 2020.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112-13**. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International, West Conshohocken, 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M**. Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM International, West Conshohocken, 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G99-05**. Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus. ASTM International, West Conshohocken, 2010.

ANDREASEN, J.L.; OLSSON, D.D.; CHODNIKIEWICZ, K., BAY, N. Bending under tension test with direct friction measurement. In Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B, **Journal of Engineering Manufacture**, v. 220, n. 1, p. 73-80, 2006.

APERAM. **KARA Ferritic Stainless Steel: K30-K30ED-17% Chromium**. Disponível em: <https://www.aperam.com/sites/default/files/documents/FT_K30-K30ED_en_web.pdf>.

Acesso em: 22 mar 2020.

- ARCHARD, J.F. Contact and Rubbing of Flat Surfaces. **Journal of Applied Physics**, v. 24, p. 981-988, 1953.
- ARDILA, M.A.N.; LABIAPARI, W.S.; MELLO, D.B. Influência da textura cristalográfica na resistência à corrosão de aços inoxidáveis ferríticos estabilizado e não estabilizado ao Nb. **POSMEC 2014 – Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica**, Universidade Federal de Uberlândia, 26 a 28 de Novembro, Uberlândia, 2014.
- AKSOY, M.; KUZUCU, V.; KORKUT, M.H. The effect of niobium and homogenization on the wear resistance and some mechanical properties of ferritic stainless steel containing 17-18 wt.% chromium. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 91, n. 1-3, p. 172-177, 1999.
- BANABIC, D., BUNGE, H.-J., PÖHLANDT, K., TEKKAYA, A.E. **Formability of metallic materials: plastic anisotropy, formability testing, forming limits**. 2nd ed. Springer-Verlag, Berlin, 2000.
- BAO, Y.; WIERZBICKI, T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 46, p. 81-98, 2004.
- BARBOSA, C. **Fundamentos da análise fractográfica de falhas de materiais metálicos**. Blucher, São Paulo, 2021.
- BARRETT, C.S.; MASSALSKI, T.B. **Structure of Metals**. 3rd ed., McGraw-Hill, 1966.
- BART, J.C.J.; GUCCIARDI, E.; CAVALLARO, S. **Biolubricants: Science and Technology**. Woodhead Publishing, Sawston, 2013.
- BAUDELET, B., RAGAB, A.R. Forming limit curves: Out-of-plane and in-plane stretching. **Journal of Mechanical Working Technology**, v. 6, n. 4, p. 267-276, 1982
- BAY, N., OLSSON; D.D.; ANDREASEN; J.L. Lubricant test methods for sheet metal forming. **Tribology International**, v. 41, n. 9-10, p. 844-853, 2008.
- BHADURI, A. **Mechanical Properties and Working of Metals and Alloys**. Springer Nature, Switzerland, 2018.
- BHUSHAN, B. **Introduction to tribology**. 2nd ed. John Wiley & Sons, Inc., New York, 2013.
- BITZEK, E.; KERMODE, J.R.; GUMBSCH, P. Atomistic aspects of fracture. **International Journal of Fracture**, v.191, p. 13-30, 2015.
- BLAU, P.J. **Friction Science and Technology: From Concepts to Applications**, 2nd ed. USA, CRC Press, Florida, 2009.
- BLECK, W.; GUO, X.; MA, Y. The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels. **Steel Research International**, v. 88, n. 10, p. 1-21, 2017.
- BOWDEN, F.P; TABOR, D. **The Friction and Lubrication of Solids**. Oxford University Press, London, 1986.

BRAGARD, A.; BARET, J.C.; BONNARENS, H. A simplified method to determine the FLD onset of localized necking. **Rapport du Centre de Recherchers Metallurgiques**, n. 33, p. 53-63, 1972.

BRESCIANI FILHO, E.; SILVA, I.B.; BUTTON, S.T. **Conformação Plástica dos Metais**. 6ª ed. EPUSP, São Paulo, 2011. Disponível em: <<http://www.fem.unicamp.br/~sergio1/CONFORMACAOPLASTICADOSMETAIS.pdf>>. Acesso em: 23 mar 2020.

BRIDGMAN, P. **Studies in Large Plastic and Fracture**. McGraw-Hill, London, 1952.

BRUSHAN, B. **Introduction to Tribology**. 2nd ed. John Wiley & Sons, Inc., New Jersey, 2013.

BUTUC, M.C.; BARATA DA ROCHA, A.; GRACIO, J.J.; DUARTE, J.M.F. A more General Model for Forming Limit Diagrams Prediction. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 125-126, n. 9, p. 213-218, 2002.

CALLISTER Jr., W.D., RETHWISCH, D.G., **Materials Science and Engineering – An Introduction**. 8th ed. New Jersey, John Wiley & Sons, Inc., 2010.

CARBÓ, H.M. **Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações**. ArcelorMittal, 2008.

CARDEN, W.D.; GENG, L.M.; MATLOCK, D.K.; WAGONER, R.H., 2002. Measurement of springback. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 44, n. 1, p. 79-101, 2002.

CAVAZOS, J.L. Characterization of precipitates formed in a ferritic stainless steel stabilized with Zr and Ti additions. **Materials Characterization**, v. 56, n. 2, p. 96-101, 2006.

CERATIZIT. **Round Tool Materials**. 2020. Disponível em: <<https://cdn.plansee-group.com/is/content/planseemedia/ceratizit/downloads/pdf/p-line-program-round-tool-materials/EN.pdf>>. Acesso em: 04 jun 2021.

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

CHALAL, H.; ABED-MERAIM, F. Determination of Forming Limit Diagrams Based on Ductile Damage Models and Necking Criteria. **Latin American Journal of Solids and Structures**, v. 14, p. 1872-1892, 2017.

CHAO, H.C. The mechanism of ridging in ferritic stainless steels. **Transactions of the American Society for Metals**, v. 60, p. 37-50, 1967.

CHEONG, D-W.K. **On the Influence of the Through-Thickness Strain Gradients for Characterization of Formability and Fracture of Sheet Metal Alloys**. Thesis (Master of Applied Science in Mechanical and Mechatronics Engineering) University of Waterloo, Ontario, 2019. Disponível em: <https://uwspace.uwaterloo.ca/bitstream/handle/10012/14432/Cheong_DongWon.pdf?sequence=3&isAllowed=y>. Acesso em: 30 de Jan. 2022.

- COBB, H.M. **History of Stainless Steel**. ASM International, Ohio, 2010.
- CORA, Ö.; AĞCAYAZI, A.; NAMIKI, K.; SOFUOĞLU, H.; KOÇ, M. Die wear in stamping of advanced high strength steels—Investigations on the effects of substrate material and hard-coatings. **Tribology International**, v. 52, p. 50-60, 2012.
- COUBROUGH, G.J.; ALINGER, M.J.; VAN TYNE, C.J. Angle of contact between sheet and die during stretch-bend deformation as determined on the bending-under-tension friction test system. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 130-131, p. 69-75, 2002.
- D’HAEYER, R.; BRAGARD, A. Determination of the limiting strains at the onset of necking.
- DAMBORG, F.F. Bending-Under-Tension Formability: -A comparison between aluminium and steel. Thesis (Doctor in Mechanical Engineering). Aalborg University, Aalborg, 1999.
- DAVIM, J.P. **Tribology in Manufacturing Technology**. Springer Nature, Switzerland, 2013.
- DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**, 3 ed. Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1986.
- DOEGE, E.; BEHRENS, B.A. **Handbuch Umformtechnik: Grundlagen, Technologien, Maschinen**. Springer-Verlag, Berlin, 2016.
- DU W, JIANG X, SUN Q, LIU Z, ZHANG X. Microstructure, Texture and Formability of Nb+Ti Stabilized High Purity Ferritic Stainless Steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, v. 17, n.6, p. 47-52, 2010.
- DUNCAN, J.L.; SHABEL; B.S.; GERBASE FILHO, J.A. Tensile Strip Test for Evaluating Friction in Sheet Metal Forming, **SAE Paper**, n. 780391, 1978.
- EFFTING, C. **Mecânica da Fratura Aplicada aos Materiais Dúcteis e Frágeis**. Joinville. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia dos Materiais). Universidade do Estado de Santa Catarina, 2004.
- ENGLE, O.; RANDLE, V. **Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture, and Orientation Mapping**. 2nd ed. Florida, CRC Press, 2009.
- EVIN, E.; DANESHJO, N.; MAREŠ, A.; TOMÁŠ, M.; KATARÍNA PETROČIKOVÁ, K.P. Experimental Assessment of Friction Coefficient in Deep Drawing and Its Verification by Numerical Simulation. **Applied Sciences**, v. 11, p. 1-13, 2021.
- EVIN, E.; NÉMETH, S.; VÝROSTEK, M. Evaluation of friction coefficient of stamping. **Acta Mechanica Slovaca**, v. 18, n. 3-4, p. 20-27, 2014.
- EVIN, E.; TOMÁŠ, M.; VÝROSTEK, M. Verification the numerical simulation of the strip drawing test by its physical model. **Acta Mech Slovaca**, v. 20, n. 1, p. 14-21, 2016.
- FERRARINI, J.L. **Análise e determinação do coeficiente de atrito no processo de estampagem profunda**. Tese (Doutorado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

- FERREIRA FILHO, A.; HERRERA, C.A.; LIMA, N.B.; LESLEY, R. Evolução da textura cristalográfica de chapas de aço inoxidável ferrítico do tipo AISI 430 durante laminação a frio, recozimento e estampagem. **REM: Rev. Esc. Minas**, v. 61, n. 2, p.151-158, 2008.
- FOLLE, L.; SCHAEFFER, L. Avaliação das condições tribológicas em estampagem de chapas através do ensaio de dobramento sob tensão. **Revista Matéria**, v.2, n.2, p. 1-15, 2017.
- FOLLE, L.; SCHAEFFER, L. New Proposal to Calculate the Friction in Sheet Metal Forming Through Bending Under Tension Test. **Materials Research**, v. 22, n. 6, e20190523, 2019.
- FOLLE, L.F. **Estudo do coeficiente de atrito para processos de estampagem**. Tese (Doutorado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.
- FRATINI, L.; LO CASTO, S.; LO VALVO, E. A technical note on an experimental device to measure friction coefficient in sheet metal forming. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 172, n. 1, p. 16-21, 2006.
- GÅÅRD, A.; KRAKHMALOV, P.V.; BERGSTRÖM, J.; HALLBÄCK, N. Galling resistance and wear mechanisms: cold work tool materials sliding against carbon steel sheets. **Tribology Letters**, v. 26, n. 1, p. 67-72, 2007.
- GARRISON JR., W.N.; MOODY, N.R. Ductile fracture. **Journal of Physics and Chemistry of Solids**, v. 48, n. 11, p. 035-74, 1987.
- GHOSH, A.K.; HECKER, S.S. Stretching limits in sheet metals: In-plane versus out-of-plane deformation. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 5, n. 10,2 p. 161-2164, 1974.
- GIHYUN, B.G.; PARK, N.; SONG, J.; LEE, J.; JANG, I.; PARK, K.; SEO, Y.; OH, K. Stretch-bending crack simulation for advanced high-strength thick steel sheets considering the contact pressure effect. **Procedia Manufacturing**, v. 50, p. 574-578, 2020.
- GOODWIN, G. M. Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop. **La Metallurgia Italiana**, v. 60, n.8, p. 767-774, 1968.
- GRONOSTAJSKI, Z.; PATER, Z.; MADEJ, L.; GONTARZ, A.; LISIECKI, L.; LUKASZEK-SOLEK, A.; LUKSZA, J.; MRÓZ, S.; MUSKALSKI, Z.; MUZYKIEWICZ, W.; PIETRZYK, M.; SLIWA, R.E.; TOMCZAK, J.; WIEWIÓROWSKA, S.; WINIARSKI, G.; ZASADZINSKI, J.; ZIÓLKIEWICZ, S. Recent development trends in metal forming. **Archives of civil and mechanical engineering**, v. 19, p. 898-941, 2019.
- GROSS, D.; SEELIG, T. **Fracture Mechanics: With an Introduction to Micromechanics**. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006.
- GRUMBACH, M.; SANZ, G. Influence de quelques paramètres sur les courbes limites d'emboutissage. **Revue de Métallurgie**, v. 69, n. 4, p. 273-290, 1972
- GUO, X. **The deformation and processing of structural materials**. CRC Press, New York, 2005.

HAN, J.; MATSUBARA, S.; MORIGUCHI, S.; KALISKE, M.; KENJIRO TERADA, K. Crack phase-field model equipped with plastic driving force and degrading fracture toughness for ductile fracture simulation. **Computational Mechanics**, v. 69, p. 151-175, 2022.

HANCOCK, J.W.; MACKENZIE, A.C. On the mechanisms of ductile fracture in high-strength

HASSAN, M.A.; TAN, C.J.; YAMAGUCHI, K. A developed friction test for sheet metal stretch forming process. **International Journal of Surface Science and Engineering**, v. 7, n. 2, p. 152-170, 2013.

HE, J.; XIA, Z.C.; ZHU, X.; ZENG, D.; LI, S. Sheet metal forming limits under stretch-bending with anisotropic hardening. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 75, p. 244-256, 2013.

HECKER, S.S. Simple Technique for Determining Forming Limit Curves. **Sheet Metal Industries**, v. 52, n. 11, p. 671-676, 1975.

HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A. **Coatings Tribology: Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering**. 2nd ed. Elsevier Science, 2009.

HOSFORD, W.F. **Fundamentals of Engineering Plasticity**. New York, Cambridge University Press, 2013.

HOSFORD, W.F.; CADDELL, R.M. **Metal Forming: Mechanics and Metallurgy**. 4th ed. Cambridge University Press, New York, 2011.

HUDGINS, A., MATLOCK, D., SPEER, J., FEKETE, J., WALP, M. The susceptibility to shear fracture in bending of advanced high strength sheet steels. **MS&T Conference**, p. 145-157, 2007.

HUH, M.Y.; LEE, J.H.; PARK, S.H.; ENGLER, O.; RAABE, D. Effect of through-thickness macro and micro-texture gradients on ridging of 17%Cr ferritic stainless steel sheet. **Steel Reserach International**, v. 76, n. 11, p. 797-806, 2005.

HULL, D.; BACON, D.J. **Introduction to Dislocations**. 5th ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, 2011.

HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 2nd ed. Amsterdam, Elsevier, 2004.

HUTCHINGS, I, M.; SHIPWAY, P., **Tribology: friction and wear of engineering materials**. 2nd ed. Butterworth-Heinemann, Oxford, 2017.

INTERLAKEN. **Bend tester**. Disponível em: <<https://interlaken.com/docs/Bend%20Tester.pdf>>. Acesso em: 30 ago 2021.

ISO 12004-2. **Metallic materials—Sheet and strip—Determination of forming-limit curves—Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory**. ISO standards, Geneva, 2021.

ISO 12004-2. **Metallic materials—Sheet and strip—Determination of forming-limit curves—Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory.** ISO standards, Geneva, 2008.

ISSF. **The Ferritic Solution: Properties, Advantages, Applications.** Disponível em: <https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_The_Ferritic_Solution_English.pdf>. Acesso em: 13 out 2021.

JEYAPRAKASH, N.; YANG, C-H. **Friction, Lubrication, and Wear.** In: PATNAIK, A.; SINGH, T.; KUKSHAL, V. (editors). *Tribology in Materials and Manufacturing: Wear, Friction and Lubrication.* 1st ed. IntechOpen, London, 2020. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.5772/intechopen.93796>>. Acesso em: 07 mar 2022.

KALPAKJIAN, S.; SCHMID, S.R. **Manufacturing Processes for Engineering Materials.** 5th ed. Pearson, London, 2014.

KAMI, A.; DARIANI, B.M.; VANINI, A.S.; COMSA, D.S.; BANABIC, D. Numerical determination of the forming limit curves of anisotropic sheet metals using GTN damage model. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 216, p. 472-483, 2015

KEELER, S. P. Determination of Forming Limits in Automotive Stampings. **SAE Technical Paper**, p. 1-9, 1965.

KIM, H.; BANDAR, A.; YANG, Y.; SUNG, J.H. and WAGONER, R.H., Failure analysis of advanced high strength steels (AHSS) during draw bending, **Presented in IDDRG proceedings**, Golden, CO, USA, June 1-3, p. 449-460, 2009.

KIM, J. H.; SUNG, J. H.; PIAO, K.; WAGONER, R.H., The Shear Fracture of Dual-Phase Steel. **International Journal of Plasticity**, v. 27, n. 10, p. 1658-1676, 2011.

KIM, J.H.; SUNG, J.H.; MATLOCK, D.K.; KIM, D.G., Wagoner, R.H., Finite element and analytical study of plane strain draw-bend failure of advanced high strength steels. **International Journal of Material Forming**, v. 3, p. 187-190, 2010.

KIM, Y.S.; JAIN, M.K.; METZGER, D.R. Determination of pressure-dependent friction coefficient from draw-bend test and its application to cup drawing. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 56, p. 69-78, 2012.

KIRKHORN, L.; BUSHLYA, V.; ANDERSSON, M.; *et al.* The influence of tool steel microstructure on friction in sheet metal forming. **Wear**, v. 302, n. 1-2, p. 1268-1278, 2013.

KOBAYASHI, T.; IIDA, H.; SATO, S. Proc. ICSTS, **Supp. Trans. ISIJ**, v. 11, p. 837-841. 1971.

KODUKULA, S.; OHLIGSCHLÄGER, T.; PORTER, D. Quantification of the severity of ridging in ferritic stainless steel sheets using a profilometric technique. **ISIJ International**, v. 31, n. 1, p. 380-386, 2021.

- KOTCHMAN, D.P.; KIM, I.; SA, C.Y.; LEE, D. Determination of frictional behavior in sheet metals using orthogonal arrays. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 1, p. 555-564, 1992.
- KRAUSS, G. Steels: **Processing, Structure and Performance**. 2nd. ASM International, Ohio, 2015.
- LABIAPARI, W.S.; ARDILA, M.A.N.; COSTA, H.L.; MELLO, J.D.B. **Abrasion-corrosion of ferritic stainless steel**. In: DURIAGINA, Z. (editor). *Stainless steels and alloys*. 1st ed. IntechOpen, London, 2018. Disponível em: <<https://www.intechopen.com/chapters/64403>>. Acesso em: 07 mar 2022.
- LACOMBE, P.; BAROUX, B.; BERANGER, G. **Stainless Steels**. Les Éditions de Physique, France, 1993.
- LEFEBVRE, G. **Relationship between microstructure, texture and ridging in ferritic stainless steels**. Thesis, University of British Columbia, Vancouver, 2014.
- LI, D.Y.; CHEN, Z.; SUN, L.; LEE, J.W.; WAGONER, R.H. An improved test for shear fracture. **International Journal of Solids and Structures**, v. 97-98, p. 29-42, 2016.
- LI, H.; FU, M. **Deformation-Based Processing of Materials: Behavior, Performance, Modeling, and Control**. Elsevier, Amsterdam, 2019.
- LI, H.; FU, M.W.; LU, J.; YANG, H. Ductile fracture: Experiments and computations. **International Journal Plastic Technology**, v. 27, p. 147-180, 2011.
- LISCHKA, F.T.; OLIVEIRA, C.A.S. The study of TRIP effect in an austenitic stainless steel AISI 304. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v.71, n. 1, p. 34-38, 2015.
- LITTLEWOOD, M.; WALLACE, J.F. The effect of surface finish and lubrication on the fictional variation involved in the sheet-metal-forming process. **Sheet Metal Industries**, v. 41, p. 925-1930, 1964.
- LO, K.H.; SHEK, C.H.; LAI, J.K.L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, v. 65, n. 4-6, p. 39-104, 2009.
- LOU, Y.; HUH, H.; LIM, S.; PACK, K. New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals. **International Journal of Solids and Structures**, v. 49, p. 3605-3615, 2012.
- LOU, Y.; YOON, J.W.; HUH, H.; CHAO, Q.; SONG, J.-H. Correlation of the maximum shear stress with micro-mechanisms of ductile fracture for metals with high strength to weight ratio. **International Journal of Mechanical Sciences**. v. 146-147, p. 583-601, 2018.
- LOVELL, M.; HIGGS, C.F.; DESHMUKHA, P.; MOBLEY, A. Increasing formability in sheet metal stamping operations using environmentally friendly lubricants. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 177, n. 1, p. 87-90, 2006.

- LUO, M.; WIERZBICKI, T. Numerical failure analysis of a stretch-bending test on dual-phase steel sheets using a phenomenological fracture model. **International Journal of Solids and Structures**, 2010, v. 47, p. 3084-3102, 2010.
- LUO, M.; WIERZBICKI, T. Numerical failure analysis of a stretch-bending test on dual-phase steel sheets using a phenomenological fracture model. **International Journal of Solids and Structures**, v. 47, n. 22-23, p. 3084-3102, 2010.
- MA, J., WELO, T. Analytical springback assessment in flexible stretching bending of complex shapes. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 160, p. 1-19, 2021.
- MA, X.; ZHAO, J.; DU, W.; ZHANG, X.; JIANG, L.; JIANG, Z. An analysis of ridging of ferritic stainless steel 430. **Materials Science & Engineering A**, v. 685, p. 358-366, 2017.
- MADEIRA, T.F. **Caracterização de chapa metálica para a Indústria Automóvel**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais). Instituto Superior Técnico de Lisboa, Lisboa, 2014.
- MAGALHÃES, F.C. **Estudo Numérico e Analítico das Evoluções da Força e da Espessura em Chapas de Aço Livre de Intersticiais Durante Processamento por Embutimento e Ironing**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2005.
- MAGNABOSCO, A.S. Recristalização, Crescimento de Grãos e Textura Cristalina (Mód. 3, Cap. 2). In: MORAIS et al. **Metalurgia Física e Mecânica Aplicada**. 2ª ed. ABM, São Paulo, p. 257-288, 2009.
- MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J.L.; HU, S.J. **Mechanics of Sheet Metal Forming**. Oxford, Butterworth-Heinemann, 2002.
- MARTÍNEZ-DONAIRE, A.J.; MORALES-PALMA, D.; VALLELLANO, C. On the Use of Strain Path Independent Metrics and Critical Distance Rule for Predicting Failure of AA7075-O Stretch-Bend Sheets. **Metarials**, v. 13, n.7, p. 1-19, 2020.
- 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.
- MASTERS, L.G.; WILLIAMS, D.K.; ROY, R. Friction behaviour in strip draw test of pre-stretched high strength automotive aluminium alloys. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 73, p. 17-24, 2013.
- MESQUITA, E.L.A.; RUGANI, L.L. **Estampagem dos aços inoxidáveis**. ACESITA S.A., 1997.
- MIN, J.; STOUGHTON, T.B.; CARSLY, J.E.; LIN, J. Compensation for process-dependent effects in the determination of localized necking limits. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 117, p. 115-134, 2016.

- MORAIS, W.A.; VASQUES, M.T.; NOBRE, R.M.; LANDGRAF, F.J.G. Proposta de Procedimento para Estimar a Rigidez em Metais Texturizados pela Análise dos Dados de EBSD. **Unisanta Science and Technology**, v.9, n.1, p. 38-49, 2020.
- NANAYAKKARA, N.K.B.M.P.; KELLY, G.; HODGSON, P. Application of bending under tension test to determine the effect of tool radius and the contact pressure on the coefficient of friction in sheet metal forming. **Materials forum**, v. 29, p. 114-118, 2005.
- NEUHAUSER, F.M.; TERRAZAS, O.; MANOPULO, N.; HORA, P.; VAN TYNE, C. The bending dependency of forming limit diagrams. **International Journal of Material Forming**, v. 12, p. 815-825, 2019.
- NIELSEN, C.V.; MARTINS, P.A.F. **Metal Forming: Formability, Simulation, and Tool Design**. Academic Press-Elsevier, London, 2021.
- OLIVEIRA, T.R.; CUNHA, M.A.; GONÇALVES, I.N. Estriamento (roping) em aços inoxidáveis ferríticos AISI 430 estabilizados ao nióbio. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 5, n. 3, p. 150-155, 2009.
- OLIVEIRA, T.R.; SILVA, R.C.R.; ALCÂNTARA, C.M.; LOPES, R.G.; FERREIRA, J.S.; ARTHUSO, E.M.; COIMBRA, D.L.; MACHADO, V.C.; GUIDA, R.B.; MARTINS, S.R. **Aço inoxidável ferrítico tipo ASTM 430 para estampagem Profunda, com alto brilho e isento de estriamento**. 68º Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2013.
- OTCHRNAN, B.P.; KIM, L; SA, C.-Y.; LEE, D. Determination of Frictional Behavior in Sheet Metals Using Orthogonal Arrays. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 1, n. 4, p. 555-564, 1992.
- OUTOKUMPU. **Handbook of Stainless Steel**. Sweden, 2013.
- PADILHA, A.F.; SICILIANO Jr., F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 3ª ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, 2005.
- PADILHA, A.F; RIOS P.R. Decomposition of austenite in stainless steel. **ISIJ International**, v. 42, n. 4, p. 325-327, 2002.
- PARNIERE, P.; SANZ, G. **Appreciation des caracterisitiques d'emboutissabilité des toles minces - Mise en forme des metaux et alliages**. Editions CNRS, Paris, p. 306-330. 1976.
- PUROHIT, Z., ZHANGA, Y., WANG, J. On surface damage of polymer coated sheet metals during forming. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 20, n. 2, p. 389-396, 2015.
- RAABE, D. Overview on Basic Types of Hot Rolling Textures of Steels. **Steel Research International**, v. 74, n. 5, p. 327-337, 2003.
- RABINOWICZ, E. **Friction and Wear of Materials**. 2nd. John Wiley & Sons, Inc., New Jersey, 1995.
- RICE, J.R.; TRACEY, D.M. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 17, p. 201-217, 1969.

RODRIGUES, J.M.C.; MARTINS, P.A.F. **Tecnologia mecânica: Tecnologia da Deformação Plástica–Fundamentos e Aplicações**. v. 1, Escolar Editora, Lisboa, 2010.

ROIZARD, X., RAHARIJAONA, F., VON STEBUT, J., BELLIARD, P. Influence of sliding direction and sliding speed on the micro-hydrodynamic lubrication component of aluminium mill-finish sheets. **Tribology International**, v. 32, p. 739-747, 1999.

SANTOS, A.D.; DUARTE, J.F., ROCHA, A.B. **Tecnologia da Embutidura: Princípios e Aplicações**. INEGI-Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial, Porto, 2005.

SCHEDIN, E. Galling mechanisms in sheet forming operations. **Wear**, v. 179, n. 1–2, p. 123-128, 1994.

SCHEY, J.A. **Tribology in Metalworking: Friction, Lubrication, and Wear**. ASM, 1984.

SHIH, H-C.; SHI, M.F. Experimental study on shear fracture of advanced high strength steels. Proceedings of the 2008 International Manufacturing Science and Engineering Conference; 2008 Oct 7-10; Evanston, Illinois, USA. New York: **ASME International**, p. 41-47, 2008.

SHIH, H-C.; SHI, M.F.; XIA, Z.C.; ZENG, D. Experimental study on shear fracture of advanced high strength steels: Part II. Proceedings of the 2009 International Manufacturing Science and Engineering Conference; 2009 Oct 4-7; West Lafayette, Indiana, USA. New York: **ASME International**, p. 513-519, 2009.

SHIN, H.J.; AN, J.K.; PARK, S.H.; LEE, D.N. The effect of texture on ridging of ferritic stainless steel. **Acta Materialia**, v. 51, n. 16, p. 4693-4706, 2003.

SILVA, A.L.V.C.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais**. 3ª ed. Blucher, São Paulo, 2010

SNIEKERS, R.J.J.M. **Friction in Deep Drawing**. Eindhoven: Technische Universiteit Eindhoven, 1996. Disponível em: <<https://pure.tue.nl/ws/files/3668381/458460.pdf>>, Acesso em: 12 fev 2019.

STEEL DATA. **Tempering Diagrams of Steels–1.2990 Steel**. 2017a. Disponível em: <<https://www.steeldata.info/tempering/demo/data/1136.html>>. Acesso em: 24 mar 2022.

STEEL DATA. **Tempering Diagrams of Steels–O1 Steel**. 2017b. Disponível em: <<https://www.steeldata.info/tempering/demo/data/204.html>>. Acesso em: 24 mar 2022.

steels subjected to multiaxial stress-states. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 24, p. 147-169, 1976.

STEINHILPER, W.; SAUER, B. **Konstruktionselemente des Maschinenbaus 2: Grundlagen von Maschinenelementen für Antriebsaufgaben**, 6th edn. Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2008.

SUÁREZ, F.; GÁLVEZ, J.C.; CENDÓN, D.A.; ATIENZA, J.M. Distinct Fracture Patterns in Construction Steels for Reinforced Concrete under Quasistatic Loading—A Review. **Metals**, v. 8, n. 171; p. 1-26, 2018.

- SUBE, D. Possibilities and Results of Numeric and Experimental Simulation of Sheet Metal Forming Processes. In SHAEFFER, L. (Ed.). **3ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas**, 8 Out, Porto Alegre, 2000.
- SUH, N.P. An overview of the delamination theory of wear. **Wear**, v. 44, n. 1, p. 1-16, 1977.
- SUH, N.P. The delamination theory of wear. **Wear**, v. 25, n. 1, p. 111-124, 1973.
- SULONEN, M.; ESKOLA, P.; KUMPULAINEN, J.; RANTA-ESKOLA, A. A Reliable Method for Measuring the Friction Coefficient in Sheet Metal Forming. **IDDRG Working Group Meetings**, Paper WG, III/4, Tokyo, 1981.
- SUNG, J.H. **The Causes of “Shear Fracture” of Dual-Phase Steels**. Thesis (Doctor of Philosophy Graduate). The Ohio State University, 2010.
- SUNG, J.H.; KIM, J.H.; WAGONER, R.H. The draw-bend fracture test and its application to dual-phase and transformation induced plasticity steels. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 134, 15p., 2012.
- SUWAS, S., GURAO, N.P. Crystallographic texture in Materials. **Journal of the Indian Institute of Science**, v. 88, n. 2, p. 151-177, 2008.
- SUWAS, S.; RAY, R.K. **Crystallographic Texture of Materials**. Springer-Verlag, London, 2014.
- SWIFT, H.W. Plastic bending under tension. **Engineering**, v. 166, p. 333-359, 1948.
- TAKECHI, H.; KATO, H.; SUNAMI, T.; NAKAYAMA, T. The mechanism of ridging phenomenon in 17% chromium stainless steel sheets. **Transactions of the Japan Institute of Metals**, v. 8, n.4, p. 233-239, 1967.
- TANURE, L.; ALCÂNTARA, C.M.; SANTOS, D.B.; OLIVEIRA, T.R.; GONZALEZ, B.M.; KIM VERBEKEN, K. Microstructural characterization and mechanical behavior during recrystallization annealing of Nb-stabilized type ASTM 430 and Nb-Ti-stabilized ASTM 439 ferritic stainless steels. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 8, n. 5, p. 4048-4065, 2019.
- TANURE, L.P.A.R.; ALCÂNTARA, C.M.; OLIVEIRA, T.R. Microstructure, Texture and Microhardness Evolution during Annealing Heat Treatment and Mechanical Behavior of the Niobium-Stabilized Ferritic Stainless Steel ASTM 430 and Niobium-Titanium-Stabilized Ferritic Stainless Steel ASTM 439: a Comparative Study. **Materials Research**, v. 20, n. 6, p. 1650-1657, 2017.
- TER HAAR, R. **Friction in sheet metal forming: the influence of (local) contact conditions and deformation**. Thesis. University of Twente, Enschede, 1996.
- THARRETT, M.R., STOUGHTON, T.B. Stretch-bend forming limits of 1008 AK steel. **SAE Technical Papers**, 2003-01-1157, 2003.
- TRZEPIECINSKI, T. A study of the coefficient of friction in steel sheets forming. **Metals**, v. 9, n. 9, p. 1-11, 2019.

TRZEPIECINSKI, T. Polynomial Multiple Regression Analysis of the Lubrication Effectiveness of Deep Drawing Quality Steel Sheets by Eco-Friendly Vegetable Oils. **Materials**, v. 15, p. 1-18, 2022.

TRZEPIECINSKI, T., LEMU, H.G. Effect of Lubrication on Friction in Bending under Tension Test-Experimental and Numerical Approach. **Metals**, v. 10, n. 4, p. 1-17, 2020.

TRZEPIECINSKI, T., LEMU, H.G. Recent developments and trends in the friction testing for conventional sheet metal forming and incremental sheet forming. **Metals**, v. 10, n. 1, p. 1-34, 2020.

TRZEPIECINSKI, T.; BAZAN, A.; LEMU, H.G. Frictional characteristics of steel sheets used in automotive industry. **International Journal of Automotive Technology**, v. 16, n. 5, p. 849-863, 2015.

VALLANCE, D.W., MATLOCK, D.K., Application of the bending-under-tension friction test to coated sheet steels. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 1, n. 5, p. 685-693, 1992.

VEERMAN, C.C.; HARTMAN, L.; PEELS, J.J.; NEVE, P.F., 1971. Determination of appearing and admissible strains in cold-reduced sheets. **Sheet Metal Industries**, v. 48, p. 678-694, 1971.

VEGA, M.R.O.; PARISE, K.; RAMOSA, L.B.; BOFF, U.; MATTEDI, S.; SCHAEFFER, L.; MALFATTI, C.F. Protic Ionic Liquids Used as Metal-Forming Green Lubricants for Aluminum: Effect of Anion Chain Length. **Materials Research**, v. 20, n. 3, p. 1-13, 2017.

VELKAVRH, I.; LÜCHINGER, M.; KERN, K.; KLIEN, S.; AUSSERER, F.; VOYER, J.; DIEM, A.; SCHREINER, M.; TILLMANN, W. Using a standard pin-on-disc tribometer to analyse friction in a metal forming process. **Tribology International**, v. 114, p. 418-428, 2017.

VIANA, C.S.C.; PAULA, A.S. Texturas de deformação. In: TSCHIPTSCHIN *et al.* **Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão**. IPEN, São Paulo, p. 36-54, 2003.

WAGONER, R.H.; LIM, H.; LEE, M.G. Advanced Issues in springback. **International Journal of Plasticity**, v. 45, p. 3-20, 2013.

WAGONER, R.H.; WANG, W.; SRIRAM, S. Development of OSU formability test and OSU friction test. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 45, p. 13-18, 1994.

WENZLOFF, G.J., HYLTON, T.A. and MATLOCK, D.K. Technical Note: A New Test Procedure for the Bending under Tension Friction Test. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v.1, n.5, p. 609-614, 1992.

WILSON, W.R.D.; MALKANI, H.G.; SAHA, P.K., Boundary Friction Measurements Using a New Sheet Metal Forming Simulator. **Proc. NAMRC XIX, (SME)**, p. 37-42, 1991.

WRIGHT, R.N. Anisotropic plastic flow in ferritic stainless steels and the roping Phenomenon. **Metallurgical Transactions**, v. 3, p. 83-91, 1972.

- YAN, H.; BI, H., LI, X.; XU, Z. Microstructure and texture of Nb+Ti stabilized ferritic stainless steel. **Materials Characterization**, v. 59, n. 12, p. 1741-1746, 2008.
- YANG, L.; TANG, D.; HE, Y. Describing tube formability during pulsating hydroforming using forming limit diagrams. **Journal Strain Analysis**, p. 1-9, 2017.
- YOSHIDA, M.; YOSHIDA, F.; KONISHI, H.; FUKUMOTO, K. Fracture limits of sheet metals under stretch bending. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 47, n. 12, p. 1885-1896, 2005.
- YOU, X.M.; JIANG, Z.H.; LI, H.B. Ultra-Pure Ferritic Stainless Steels-Grade, Refining, Operation and Application. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 14, n. 4, p. 24-30, 2007.
- ZABALA, A.; GALDOS, L.; CHILDS, C.; LLAVORI, I.; AGINAGALDE, A.; MENDIGUREN, J., ARGANDOÑA, E.S. The Interaction between the Sheet/Tool Surface Texture and the Friction/Galling Behaviour on Aluminium Deep Drawing Operations. **Metals**, v. 11, n. 6, p. 1-19, 2021.

ANEXOS

Anexo 1 - Lista de materiais e custo de cada fase do projeto tribossimulador

TABELA A.1 - Lista de materiais e custo total do projeto do tribossimulador.

Fases do projeto	Lista de materiais	Custo*
Sistema hidráulico	Unidade hidráulica, cilindros hidráulicos e óleo filtrado	R\$ 25.863,12
Estrutura de montagem	Coluna central e bases de apoio laterais (perfil I), bases de apoio dos cilindros hidráulicos (perfil em U de aço laminado), e bases de apoio dos sensores de deslocamento e proximidade (perfil L)	R\$ 1.979,38
Peças e acessórios	Matrizes, pinos de dobramento, garras e acessórios de montagem do sensor de torque	R\$ 1.316,98
Sistema de aquisição de dados	Célula de carga (RAS1-10KS-S, 44,5 kN e 0,02% de precisão), sensores LVDT (série KTM, 275 mm, precisão de 0,05%), sensor de torque (ZHKY8050A, 50 Nm, 0,1% de precisão), medidor de torque (PY801, 0,2% de precisão), interfaces resistivas (0,02% de precisão, conversor analógico-digital de 24 bits, 500 Hz) e software aplicativo (SensorVUE, Loadstar Sensors)	R\$ 35.890,36
Sistema de automação	Caixa padrão com peças e dispositivos elétricos (disjuntor, terminais de conexão, relés, fonte de alimentação, etc.), controlador lógico programável (CLP) (Delta 20SX2), IHM (Delta 4,3" DOP-B03S211), e desenvolvimento de software operacional	R\$ 12.828,54
Custo total		R\$ 77.878,37

*para a conversão de USD → R\$ foi utilizada a cotação média do dólar em 2019 (USD = R\$ 4,14) (o autor, 2022).

Anexo 2 - Resultados obtidos nos ensaios de conformabilidade do Grupo 1

TABELA A.2 - Valores médios dos coeficientes de atrito medidos nos ensaios de conformabilidade do Grupo 1.

Tipo de ensaio	Material	Direção do CP	Coefficiente de atrito*
BUT	AISI 304	0°	0,177±0,017
		90°	0,196±0,013
	AISI 430	0°	0,315±0,019
		90°	0,243±0,022
STT	AISI 304	0°	0,243±0,025
		90°	0,281±0,025
	AISI 430	0°	0,136±0,013
		90°	0,158±0,009

*valores médios para três CPs similares submetidos às mesmas condições de processo (o autor, 2022).

Anexo 3 - Resultados obtidos nos ensaios de conformabilidade do Grupo 2

TABELA A.3 - Valores médios dos coeficientes de atrito medidos no ensaio BUT do Grupo 2 (seco e lubrificado).

Condição de contato	Alongamento relativo (ϵ_r)	Coeficiente de atrito*			
		(0°) Ra=0,27 μm	(0°) Ra=0,54 μm	(90°) Ra=0,27 μm	(90°) Ra=0,54 μm
Seco	0,02	0,073±0,007	0,077±0,008	0,058±0,008	0,090±0,009
	0,04	0,145±0,009	0,108±0,010	0,131±0,011	0,159±0,012
	0,06	0,211±0,012	0,193±0,009	0,233±0,013	0,185±0,017
	0,08	0,275±0,015	0,297±0,025	0,258±0,016	0,328±0,022
Lubrificado	0,02	0,065±0,005	0,072±0,007	0,055±0,007	0,085±0,008
	0,04	0,132±0,007	0,100±0,009	0,120±0,008	0,150±0,010
	0,06	0,206±0,011	0,185±0,006	0,220±0,010	0,180±0,013
	0,08	0,270±0,015	0,290±0,023	0,250±0,012	0,315±0,017

*valores médios para três CPs semelhantes submetidos às mesmas condições de processo (o autor, 2022).

TABELA A.4 - Valores médios dos coeficientes de atrito medidos no ensaio STT do Grupo 2 (seco e lubrificado).

Condição de contato	Alongamento relativo (ϵ_r)	Coeficiente de atrito*			
		(0°) Ra=0,27 μm	(0°) Ra=0,54 μm	(90°) Ra=0,27 μm	(90°) Ra=0,54 μm
Seco	0,02	0,034±0,009	0,041±0,008	0,038±0,007	0,047±0,008
	0,04	0,057±0,010	0,071±0,010	0,064±0,009	0,084±0,011
	0,06	0,101±0,010	0,113±0,013	0,099±0,012	0,133±0,015
	0,08	0,129±0,015	0,152±0,018	0,141±0,015	0,165±0,018
Lubrificado	0,02	0,030±0,009	0,037±0,007	0,035±0,009	0,043±0,011
	0,04	0,050±0,011	0,065±0,009	0,058±0,008	0,078±0,010
	0,06	0,096±0,012	0,106±0,015	0,092±0,011	0,125±0,012
	0,08	0,125±0,014	0,148±0,016	0,136±0,013	0,158±0,013

*valores médios para três CPs similares submetidos às mesmas condições de processo (o autor, 2022).

Anexo 4 - Resultados obtidos nos ensaios de conformabilidade do Grupo 3 (0°)

Matriz de experimentos				Resultados obtidos												Média das médias					
CE	DA	V	R/t	TF		ϵ_1		Ar		R _e		μ		T _c		Unidade					
				a1	a2	a1	a2	média	a1	a2	média	a1	a2	média	a1		a2	média			
1	0	2,5	1,9	1	1	0,109	0,136	0,122	1,815	3,035	2,425	0,032	0,051	0,042	0,176	0,159	0,167	50,6	48,1	49,3	---
2	0	25	1,9	1	1	0,230	0,093	0,161	1,305	3,125	2,215	0,049	0,059	0,054	0,141	0,134	0,137	49,9	53,6	51,7	graus(°)
3	0	2,5	3,8	1	1	0,173	0,173	0,173	2,365	3,260	2,813	0,071	0,090	0,081	0,163	0,158	0,160	47,6	49,0	48,3	mm/s
4	0	25	3,8	1	1	0,207	0,162	0,185	3,060	3,295	3,178	0,091	0,081	0,086	0,113	0,113	0,113	49,5	49,3	49,4	---
5	0	2,5	5,6	2	2	0,186	0,187	0,186	4,290	4,805	4,548	0,108	0,083	0,096	0,149	0,162	0,156	39,5	43,4	41,5	%
6	0	25	5,6	3	3	0,220	0,168	0,194	5,115	5,385	5,250	0,151	0,152	0,152	0,106	0,115	0,111	42,6	44,5	43,6	mm
7	0	2,5	7,5	3	3	0,218	0,247	0,232	5,795	4,445	5,120	0,164	0,161	0,163	0,125	0,122	0,123	45,1	35,0	40,0	mm
8	0	25	7,5	3	3	0,262	0,218	0,240	3,990	4,995	4,493	0,176	0,189	0,182	0,117	0,102	0,110	43,9	45,1	44,5	---
9	0	2,5	9,4	3	3	0,230	0,255	0,242	5,090	5,085	5,088	0,210	0,214	0,212	0,101	0,097	0,099	36,8	43,9	40,4	°C
10	0	25	9,4	3	3	0,230	0,235	0,233	4,520	5,110	4,815	0,206	0,210	0,208	0,063	0,105	0,084	33,4	55,5	44,5	---
11	0	2,5	11,3	3	3	0,252	0,253	0,252	5,415	5,035	5,225	0,246	0,224	0,235	0,109	0,119	0,114	36,8	39,1	38,0	---
12	0	25	11,3	3	3	0,240	0,239	0,239	4,470	5,205	4,838	0,247	0,259	0,253	0,043	0,056	0,050	36,3	43,2	39,7	---
13	0	2,5	13,1	3	3	0,262	0,250	0,256	6,485	6,785	6,635	0,269	0,249	0,259	0,168	0,156	0,162	43,9	33,8	38,9	---
14	0	25	13,1	3	3	0,237	0,234	0,235	5,645	5,894	5,770	0,263	0,272	0,268	0,049	0,065	0,057	36,4	38,2	37,3	---
15	0	2,5	16,9	3	3	0,248	0,232	0,240	8,215	7,895	8,055	0,222	0,210	0,216	0,210	0,199	0,204	35,4	34,5	34,9	---
16	0	25	16,9	3	3	0,198	0,201	0,199	6,645	6,712	6,679	0,234	0,229	0,231	0,056	0,074	0,065	35,6	36,8	36,2	---
17	0	2,5	20,6	3	3	0,223	0,214	0,219	8,131	7,849	7,990	0,218	0,188	0,203	0,199	0,205	0,202	34,2	36,0	35,1	---
18	0	25	20,6	3	3	0,189	0,191	0,190	6,500	6,645	6,573	0,201	0,195	0,198	0,100	0,118	0,109	36,8	37,8	37,3	---
19	0	2,5	24,4	3	3	0,251	0,190	0,220	7,320	6,659	6,990	0,231	0,222	0,227	0,190	0,201	0,196	34,2	34,8	34,5	---
20	0	25	24,4	3	3	0,228	0,160	0,194	7,245	7,350	7,298	0,206	0,221	0,214	0,137	0,142	0,139	36,3	34,3	35,3	---
Média das médias						0,211		5,300		0,179		0,128		41,0							

Legenda		
Sigla	Significado	Unidade
CE	Condição de Ensaio	---
DA	Direção da Amostra	graus(°)
V	Velocidade de Ensaio	mm/s
R/t	Relação Rato/espessura	---
TF	Tipo de Fratura	---
ϵ_1	Deformação principal	%
Ar	Alongamento Total	mm
R _e	Redução de Espessura	mm
μ	Coefficiente de Atrito	---
T _c	Temperatura de Contato	°C
a ₁	Amostra 1	---
a ₂	Amostra 2	---

Anexo 5 - Resultados obtidos nos ensaios de conformabilidade do Grupo 3 (90°)

Matriz de experimentos				Resultados obtidos												Legenda		
CE	DA	V	R/t	TF		ϵ_1		Ar		R _e		μ		T _c		Sigla	Significado	Unidade
1	0	2,5	1,9	a1	a2	a1	a2	a1	a2	a1	a2	a1	a2	a1	a2	CE	Condição de Ensaio	---
2	0	25	1,9	1	1	1,790	2,100	1,945	0,013	0,015	0,014	0,146	0,140	0,143	50,1	DA	Direção da Amostra	graus(°)
3	0	2,5	3,8	2	2	1,360	1,870	1,615	0,022	0,050	0,036	0,142	0,147	0,145	51,9	V	Velocidade de Ensaio	mm/s
4	0	25	3,8	2	2	2,955	3,670	3,303	0,115	0,112	0,113	0,142	0,135	0,139	43,8	R/t	Relação Rato/espessura	---
5	0	2,5	5,6	3	3	2,505	2,950	2,728	0,118	0,126	0,122	0,141	0,085	0,113	43,3	TF	Tipo de Fratura	---
6	0	25	5,6	3	3	3,585	3,330	3,458	0,164	0,187	0,176	0,120	0,155	0,137	41,3	ϵ_1	Deformação principal	%
7	0	2,5	7,5	3	3	4,050	3,870	3,960	0,175	0,194	0,185	0,097	0,118	0,108	42,5	Ar	Alongamento Total	mm
8	0	25	7,5	3	3	4,250	4,295	4,273	0,219	0,226	0,223	0,099	0,141	0,120	42,4	R _e	Redução de Espessura	mm
9	0	2,5	9,4	3	3	4,910	4,925	4,918	0,213	0,215	0,214	0,065	0,074	0,069	42,3	μ	Coefficiente de Atrito	---
10	0	25	9,4	3	3	5,360	4,970	5,165	0,207	0,212	0,209	0,126	0,098	0,112	42,2	T _c	Temperatura de Contato	°C
11	0	2,5	11,3	3	3	4,785	4,710	4,748	0,219	0,229	0,224	0,063	0,053	0,058	39,5	a1	Amostra 1	---
12	0	25	11,3	3	3	6,795	6,994	6,895	0,224	0,219	0,222	0,098	0,087	0,093	40,4	a2	Amostra 2	---
13	0	2,5	13,1	3	3	5,655	5,724	5,690	0,227	0,215	0,221	0,044	0,054	0,049	38,7			
14	0	25	13,1	3	3	6,480	6,756	6,618	0,246	0,252	0,249	0,086	0,098	0,092	39,8			
15	0	2,5	16,9	3	3	5,895	6,005	5,950	0,231	0,225	0,228	0,043	0,055	0,049	37,4			
16	0	25	16,9	3	3	6,905	7,118	7,012	0,204	0,215	0,209	0,143	0,120	0,132	37,2			
17	0	2,5	20,6	3	3	5,725	5,861	5,793	0,221	0,233	0,227	0,092	0,112	0,102	36,5			
18	0	25	20,6	3	3	7,205	7,623	7,414	0,198	0,190	0,194	0,150	0,132	0,141	35,9			
19	0	2,5	24,4	3	3	5,780	5,914	5,847	0,175	0,189	0,182	0,113	0,120	0,116	36,0			
20	0	25	24,4	3	3	9,675	9,011	9,343	0,202	0,216	0,209	0,159	0,136	0,148	33,7			
Média das médias				0,217		5,155		0,183		0,112		40,5						

Anexo 6 - ANOVA dos ensaios de conformabilidade do Grupo 3 (0° e 90°)

ANOVA para Alongamento Total					
Fonte	Betas (p-valor)	Modelo 1		Modelo 2	
		p-valor	Contribuição	p-valor	Contribuição
Intercepto	-1.256 (0.051)				
Relação Raio Espessura	-0.204 (0.002)	0.000	76.71%	0.000	76.71%
Relação Raio Espessura ^{0.5}	2.833 (0)	0.000	7.89%	0.000	7.89%
Velocidade (A)	-0.378 (0.078)	0.000	2.50%	0.000	2.50%
Direção da Laminação (B)	0.054 (0.801)	0.338	0.16%		
A:B	-0.396 (0.19)	0.190	0.29%		
R ²			87.55%		87.09%
R ² (aj.)			86.70%		86.58%
R ² (pred.)			85.24%		85.47%
Soma dos Quadrados dos Erros					
Falta de Ajuste		0.000	26.69	0.081	34.34
Erro puro			6.44		10.54

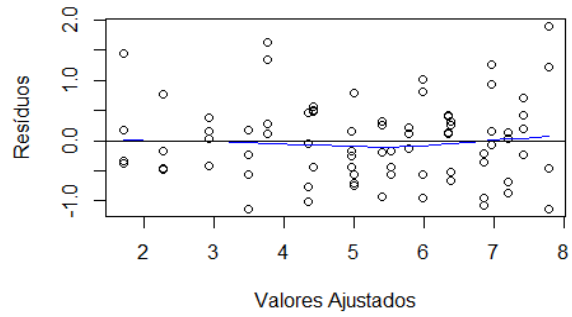
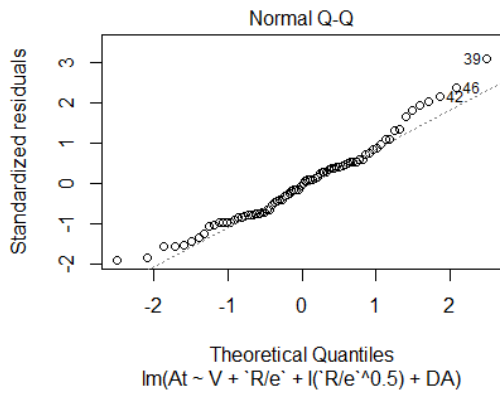
ANOVA para Redução de Espessura					
Fonte	Betas (p-valor)	Modelo 1		Modelo 2	
		p-valor	Contribuição	p-valor	Contribuição
Intercepto	-0.263 (0)				
Relação Raio Espessura	-0.033 (0)	0.000	40.10%	0.000	40.10%
Relação Raio Espessura ^{0.5}	0.252 (0)	0.000	48.05%	0.000	48.05%
Velocidade (A)	0.011 (0.129)	0.186	0.27%		
Direção da Laminação (B)	0.008 (0.255)	0.433	0.10%		
A:B	-0.009 (0.407)	0.407	0.11%		
R ²			88.63%		88.15%
R ² (aj.)			87.86%		87.84%
R ² (pred.)			86.71%		87.26%
Soma dos Quadrados dos Erros					
Falta de Ajuste		0.000	0.04	0.000	0.01
Erro puro			0.00		0.03

ANOVA para Coeficiente de Atrito			
Fonte	Betas (p-valor)	Modelo 1	
		p-valor	Contribuição
Intercepto	0.209 (0)		
Relação Raio Espessura	-0.013 (0)	0.009	2.71%
Relação Raio Espessura ²	0.001 (0)	0.000	33.43%
Velocidade (A)	-0.061 (0)	0.000	28.28%
Direção da Laminação (B)	-0.033 (0)	0.002	3.72%
A:B	0.033 (0.002)	0.002	4.03%
R ²			72.17%
R ² (aj.)			70.29%
R ² (pred.)			67.56%
Soma dos Quadrados dos Erros			
Falta de Ajuste		0.000	0.03
Erro puro			0.01

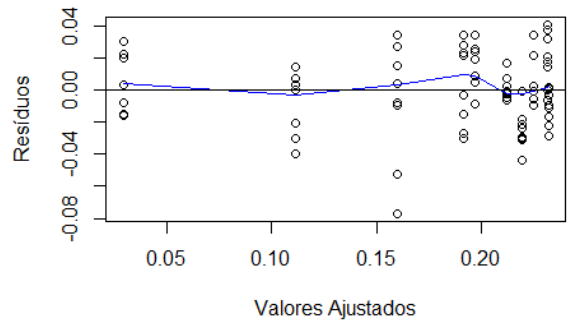
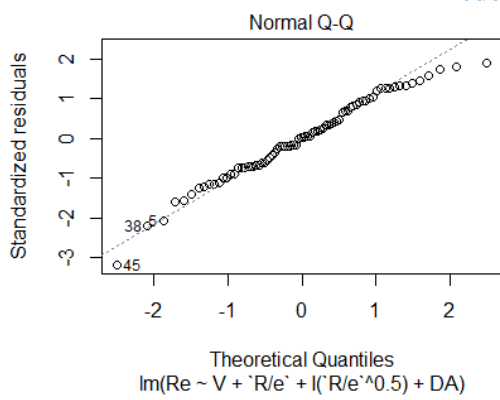
ANOVA para Temperatura					
Fonte	Betas (p-valor)	Modelo 1		Modelo 2	
		p-valor	Contribuição	p-valor	Contribuição
Intercepto	51.34 (0)				
Relação Raio Espessura	-1.55 (0)	0.000	64.51%	0.000	64.51%
Relação Raio Espessura ²	0.036 (0)	0.000	9.43%	0.000	9.43%
Velocidade (A)	1.365 (0.126)	0.391	0.25%		
Direção da Laminação (B)	0.588 (0.507)	0.703	0.05%		
A:B	-1.654 (0.188)	0.188	0.60%		
R ²			74.85%		73.94%
R ² (aj.)			73.15%		73.27%
R ² (pred.)			70.65%		71.93%
Soma dos Quadrados dos Erros					
Falta de Ajuste		0.955	186.13	0.225	72.44
Erro puro			388.62		522.91

Anexo 7 - Teste de normalidade e homogeneidade da variância

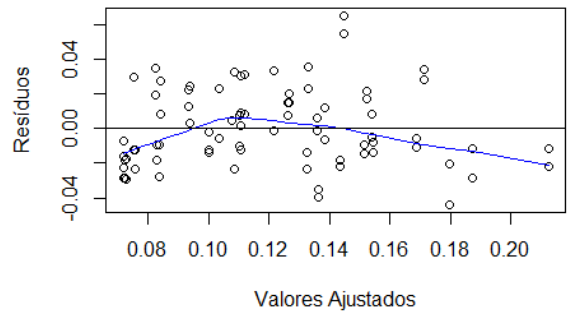
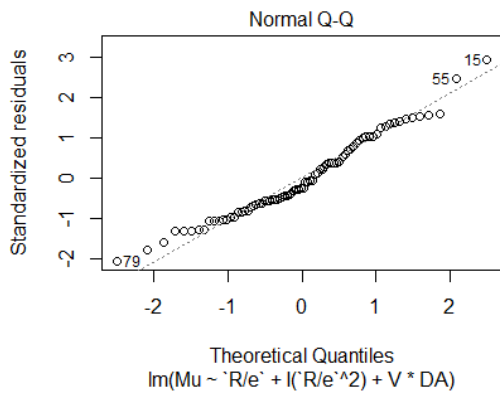
Alongamento total



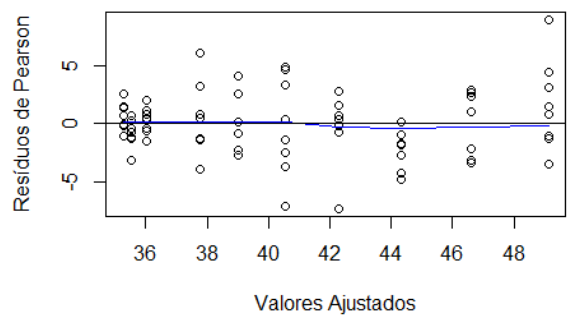
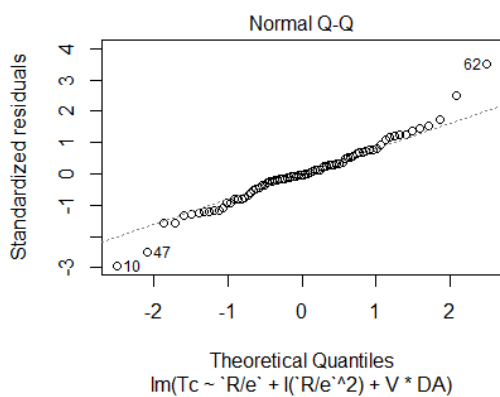
Redução de espessura



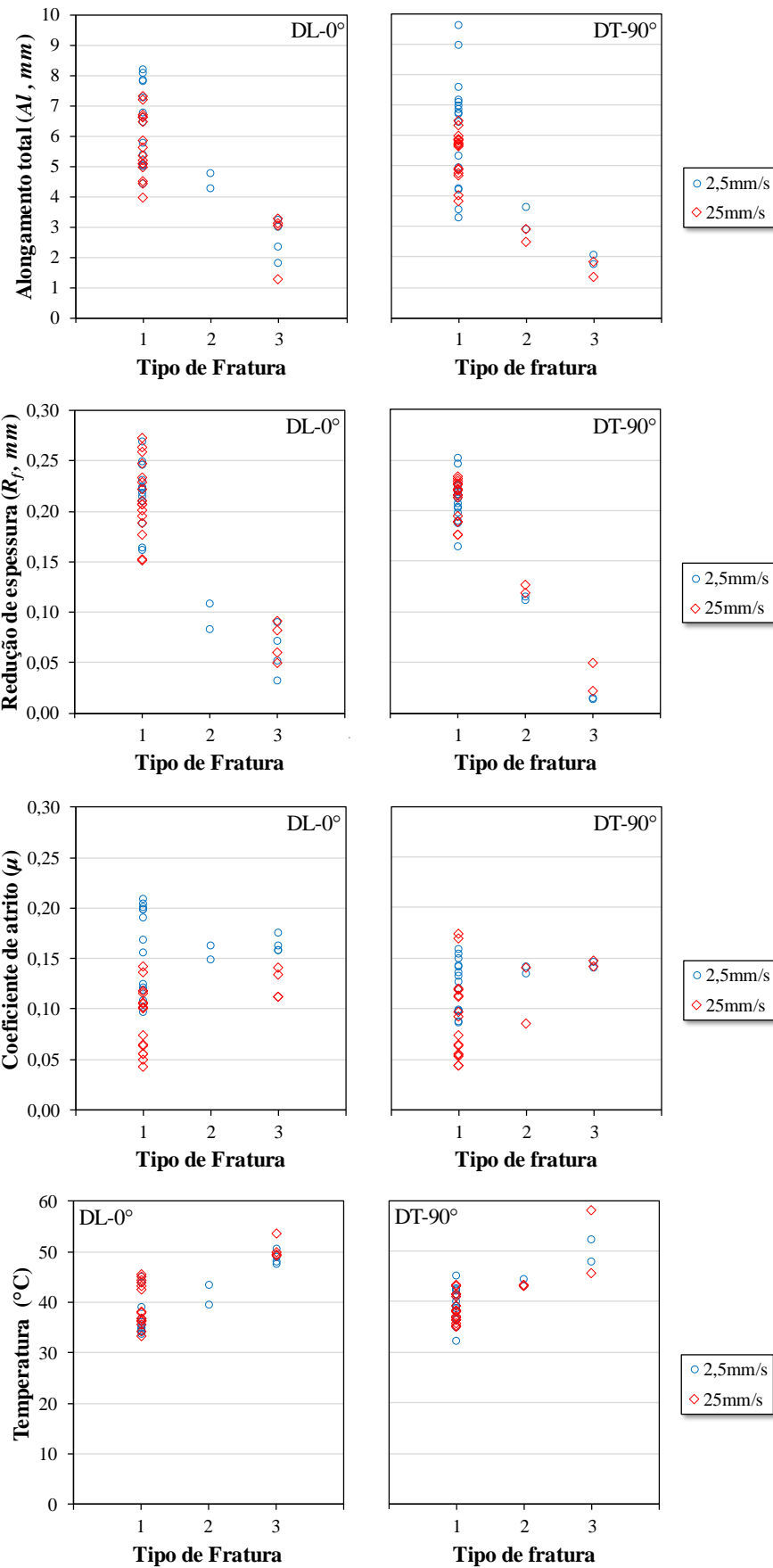
Coefficiente de atrito



Temperatura



Anexo 8 - Pontos referentes às variáveis resposta em função do tipo de fratura (1 = Tração, 2 = Mista e 3 = Cisalhamento)



Anexo 9 - Intervalos da razão R/t por direção do corpo de prova (0° e 90°) e velocidade de ensaio (2,5 mm/s e 25 mm/s)

