

Influência da velocidade de estampagem e anisotropia no comportamento tribológico e fratura de uma chapa de aço AISI 430Nb

Influence of drawing speed and anisotropy on the tribological behavior and fracture of an AISI 430Nb sheet steel

Valmir Dias Luiz^{1,3} , Erriston Campos Amaral¹ , Vitor Pagani de Souza² ,
Paulo César de Matos Rodrigues³ 

¹Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, R. 19 de novembro, 120, Centro Norte, 35180-520, Timóteo, MG, Brasil.

²Centro de Pesquisa da Aperam South America, Praça 1º de maio, 9, Centro Norte, 35180-018, Timóteo, MG, Brasil.

³Universidade Federal de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Av. Presidente Antônio Carlos, 6627, 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil.

e-mail: valmir@cefetmg.br, erriston@cefetmg.br, vitor.souza@aperam.com, paulocmr@ufmg.br

RESUMO

Na conformação de chapas metálicas, as propriedades mecânicas do material e os aspectos relacionados ao atrito têm sido uma das principais preocupações, pois têm grande influência na produtividade, qualidade do produto e custos de produção. Nesse contexto, é de extrema importância compreender e ser capaz de controlar os diferentes fatores que afetam o atrito durante o processo de deformação plástica. O objetivo deste trabalho foi investigar a influência da variação da velocidade de estampagem e da anisotropia no comportamento tribológico e na fratura de uma tira de aço inoxidável ferrítico AISI 430 estabilizado com Nb deslizando sobre um pino de metal duro (WC-12% Co). Para isso, foi utilizado um teste de conformabilidade que simula o atrito entre a chapa e a ferramenta. O coeficiente de atrito, ductilidade e dureza na fratura foram medidos para investigar o efeito da velocidade de ensaio e da anisotropia da chapa de aço nos resultados experimentais. Uma análise comparativa dos resultados revelou que o coeficiente de atrito diminuiu com o aumento da velocidade de teste. Além disso, a orientação da tira metálica influenciou sintomaticamente no atrito, sendo maior no sentido de laminação, cuja rugosidade superficial foi maior que no sentido transversal. Como resultado da deformação plástica, a dureza e resistência da chapa de aço aumentaram, mas a ductilidade diminuiu, porém, o aumento da velocidade de ensaio também influenciou os valores desses parâmetros causando uma diminuição, muito provavelmente, devido ao aumento da temperatura na interface de contato.

Palavras-chave: Conformação de chapas metálicas; Velocidade de estampagem; Anisotropia; Fratura; AISI 430.

ABSTRACT

In sheet metal forming, mechanical properties of the material and aspects related to friction have been one of the main concerns, as they have a great influence on productivity, product quality and production costs. In this context, it is extremely important to understand and to be able to control the different factors that affect friction during the plastic deformation process. This study aims to investigate the influence of drawing speed and anisotropy on the tribological behavior and fracture of an AISI 430 ferritic stainless-steel strip stabilized with Nb sliding over a hard metal pin (WC-12%Co). A formability test that simulates the friction between the sheet and tool was used. The coefficient of friction, ductility and hardness in the fracture were measured to investigate the effect of drawing speed and anisotropy of the steel for the experimental results. A comparative analysis of the results revealed that the coefficient of friction due to increases surface roughness by roping effect. Furthermore, the orientation of the metallic strip influenced symptomatically on the friction, being higher in the rolling direction, which surface roughness was higher than the transverse direction. As a result of plastic deformation, the hardness and strength of the steel sheet increased, but the ductility decreased; however, the increase in

drawing speed also influenced the values of these parameters causing a decrease, most probably, due to the increase temperature at the contact interface.

Keywords: Sheet metal forming; Drawing speed; Anisotropy; Fracture; AISI 430.

1. INTRODUÇÃO

Tribologia é o ramo da ciência que estuda a interação entre as superfícies com movimento relativo, incluindo o estudo do atrito, desgaste, lubrificação e projeto de rolamentos [1, 2]. CETLIN e HELMAN [3] destacam que o atrito está presente em todos os processos de conformação, sendo, geralmente, considerado nocivo. CASTRO *et al.* [4] destacam que estudos tribológicos contribuem para o desenvolvimento de novos materiais e processos de fabricação, tornando a indústria de manufatura mais eficiente, o que permite prolongar a vida útil dos elementos de máquinas. KIRKHORN *et al.* [5] e MENEZES *et al.* [6] enfatizam que os aspectos relacionados ao atrito têm sido uma das principais preocupações da indústria de conformação de chapas metálicas, pois têm grande influência na produtividade, qualidade do produto e custos de produção.

FOLLE e SHAEFFER [7] destacam que aumentar o conhecimento sobre o atrito nas operações de conformação de chapas metálicas têm sido uma prioridade. No entanto, para mitigar os efeitos nocivos do atrito, é importante controlar as condições de atrito e conhecer como o material se comporta mecanicamente sob deformação plástica para uma direção em particular, pois esses fatores influenciam a capacidade de estiramento da chapa e afetam a distribuição da deformação em várias regiões da ferramenta durante o processo de conformação mecânica. Geralmente, na conformação de chapas metálicas, o processo de deformação plástica baseia-se no movimento relativo entre a chapa e a ferramenta, interação esta que gera forças de atrito. Contudo, diversos fatores podem afetar o atrito e a lubrificação durante o processo, como ilustrado na Figura 1.

Dentre os fatores mostrados na Figura 1, as condições de produção (por exemplo, a velocidade de estampagem) e o material da chapa (por exemplo, anisotropia) são de grande interesse na conformação de chapas metálicas. A este respeito, CERETTI *et al.* [9] demonstraram a dependência do atrito com relação à velocidade, pressão e temperatura. BLAU [10] pontua que a tendência, para a maioria dos casos, é que o atrito diminua conforme a velocidade de deslizamento aumenta. Este comportamento é devido ao aumento de temperatura na interface de contato, o que favorece a formação de óxidos e a diminuição da tensão de cisalhamento. Contudo, é importante sempre considerar os tipos de materiais e sistemas específicos envolvidos nesta análise. O autor afirma ainda que aproximadamente 90% da energia produzida devido ao atrito é transformada em calor, e a porção restante de energia é aplicada para deformação do material, e enquanto se cria uma nova área de superfície, a outra parte é alocada para criação de defeitos nos materiais em contato.



Figura 1: Fatores que afetam o atrito e a lubrificação na conformação de chapas metálicas. Adaptado de ALTAN e TEKKAYA [8].

Diversos autores [7, 11–14] afirmam que o coeficiente de atrito (μ) é controlado por dois mecanismos de atrito: adesão (μ_{ad}) e deformação (μ_{def}), como ilustrado na Figura 2. STEINHILPER e SAUER [15] 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 uma 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 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. É importante enfatizar que os diferentes mecanismos de atrito ilustrados na Figura 2 não ocorrem isoladamente, mas sim através de uma superposição de mecanismos que são difíceis de quantificar e controlar. Essa superposição ocorre em proporções não detectáveis e varia ao longo do tempo e lugar, tornando quase impossível calcular o atrito e desgaste.

Em sistemas lubrificado, a rugosidade da superfície sobre o coeficiente de atrito tem um papel fundamental, pois os vales na superfície topográfica formam bolsões de óleo que funcionam como uma reserva adequada de lubrificante à interface de contato, reduzindo assim o coeficiente de atrito. Por outro lado, em sistemas não lubrificado, o aumento da rugosidade causa o aumento da interação entre as asperezas e, conseqüentemente, o aumento da resistência ao atrito.

TRZEPIECINSKI [16], LUIZ e RODRIGUES [17] demonstraram que a intensidade do atrito depende da orientação da tira metálica, pois geralmente a rugosidade aumenta com o aumento do alongamento relativo. Portanto, se a tira apresenta um maior alongamento uniforme em uma determinada direção, a tendência é que o coeficiente de atrito seja maior nesta direção. HOSFORD e CADDELL [18] salientam que a causa principal da anisotropia de propriedades mecânicas dos metais é a orientação preferencial que os grãos assumem durante o seu processamento. O trabalho mecânico, tal como o processo de laminação, produz essas orientações preferenciais ou texturas cristalográficas. Geralmente, a textura cristalográfica causa variação nas propriedades mecânicas e na rugosidade superficial da chapa e, como resultado, durante o contato sólido, a chapa tende a apresentar diferentes comportamentos de acordo com a direção de deformação.

EVIN *et al.* [19] enfatizam que, com a crescente importância da análise por elementos finitos na pré-produção, a necessidade de precisão dos valores do atrito que servem de entrada para a simulação vem se tornando cada vez mais importante, o que é possível somente com o uso de testes simulativos de atrito. Contudo, TRZEPIECINSKI e LEMU [20] relatam que, até o presente momento, nenhum método universal foi desenvolvido para determinar o coeficiente de atrito. Isso se deve à variedade da geometria do contato da ferramenta

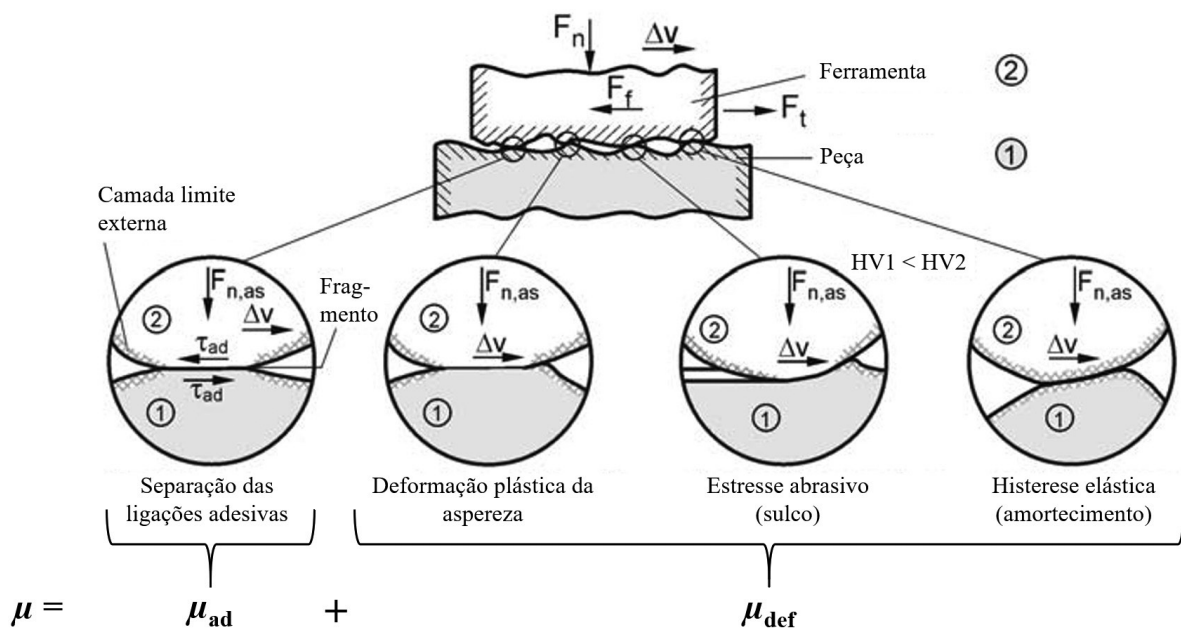


Figura 2: Mecanismos básicos de atrito de uma perspectiva microscópica (F_n = força normal na área de contato nominal, F_f = força de atrito entre a peça e a ferramenta, F_t = Força tangencial, $F_{n,as}$ = força normal no contato das asperezas, Δv = velocidade relativa, τ_{ad} = tensão de cisalhamento para cortar uma ligação adesiva e HV = dureza Vickers). Adaptado de STEINHILPER e SAUER [15].

com o material deformado, bem como a existência de diferentes estados de tensão e deformação em áreas específicas da peça em processos de conformação de chapas metálicas.

Entretanto, nas últimas décadas, um tribossimulador que vem ganhando grande destaque em estudos tribológicos na conformação de chapas metálicas, é o ensaio de dobramento a 90° ou ensaio de conformabilidade estiramento-dobramento ou DBFT (do inglês: *Draw-Bend Formability Test*). Este equipamento é capaz de simular ou modelar as condições de contato presentes na região dos raios (matriz e punção) de uma operação de estampagem profunda, devido, principalmente, ao controle duplo de deslocamento das garras. Durante o ensaio, a tira é dobrada e deslizada através de um pino com um raio específico (R) para simular estas condições de contato [7]. Além disso, este tipo de equipamento permite realizar mais de um tipo de ensaio simulativo, tal como o ensaio BUT (do inglês: *Bending Under Tension*), o ensaio STT (do inglês: *Strip-Tension Test*), o ensaio DBS (do inglês: *Draw-Bend Springback*) e o ensaio DBF (do inglês: *Draw-Bend Fracture*). Este último é uma variante do ensaio STT, pois a tira é deformada até a sua fratura, sendo que a força frontal (ou de atuação) e a força traseira (ou de contratensão) são medidas durante a condução do ensaio. Por exemplo, KIM *et al.* [21] e SUNG *et al.* [22] utilizaram o ensaio DBF para estudar o efeito da velocidade, do raio da ferramenta e da temperatura na produção de fraturas por cisalhamento em um aço Dual-Phase.

Nesse contexto, o presente estudo tem por objetivo investigar a influência da velocidade de estampagem e da anisotropia no comportamento tribológico e fratura de uma chapa de aço inoxidável ferrítico AISI 430 estabilizado ao Nb. Tiras desta chapa de aço foram retiradas em duas diferentes direções com relação à direção de laminação (0° e 90°) e submetidas ao ensaio DBF deslizando sobre um pino de metal duro (WC-12%Co). O coeficiente de atrito foi determinado de forma direta a partir do valor das forças atuantes e do torque induzido pelo atrito medidos durante a condução do ensaio. Ensaio de microdureza Vickers foram realizados abaixo da superfície de contato da tira para a análise e correlação com a velocidade de deslizamento. Além disso, medições de redução de área na fratura foram realizadas para investigar o efeito da velocidade na ductilidade do material.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

As amostras foram confeccionadas em aço inoxidável ferrítico (AIF) AISI 430 estabilizado ao Nb com 0,8 mm de espessura, fornecidas pela Aperam South America, Brasil. De acordo com a padronização da norma ASTM A480, o acabamento superficial é do tipo 2B, significando que o material foi laminado a frio, recozido e decapado seguido de um passe de laminação a frio (alongamento total ~0,8%) com cilindros brilhantes (do inglês: *skin pass*). O pino de dobramento é de metal duro (MD) ultrafino TSF44 (WC-12%Co, Cerazitit).

2.2. Caracterização da chapa de aço e fabricação do pino de dobramento

A fim de determinar a composição química da chapa de aço AISI 430Nb, no estado conforme recebido, foi utilizado um espectrômetro de emissão óptica (Thermo ARL 8860 equipado com o software Spark-DAT). O exame metalográfico foi realizado por microscopia óptica convencional (MO) (Leica DMRM equipado com o software de análise de imagem OmniMet). Para observação de MO, a amostra foi submetida ao processo de lixamento (lixas variando de 120 a 1200 *mesh*) e polimento mecânico com alumina e, por fim, atacada com reagente Vilella (950 mL C₂H₆O, 10 g C₆H₃N₃O₇ e 50 mL HCl).

Os ensaios de tração para obtenção das propriedades mecânicas foram realizados em uma máquina de tração universal EMIC modelo DL30000, com capacidade de 300 kN. Três corpos de prova em diferentes direções (0°, 45° e 90°) em relação à direção original de laminação da chapa foram fabricados por eletroerosão a fio (Eurostec EURO-FW1) de acordo com a norma ASTM E8/E8M-16a [23]. Os coeficientes de encruamento (n), de anisotropia normal (R), de anisotropia normal médio (R_p) e de anisotropia planar (ΔR) foram determinados de acordo com os procedimentos descritos por BANABIC *et al.* [24].

A ductilidade da chapa foi obtida em ensaios de embutimento realizados em uma máquina universal de ensaios de chapas metálicas Erichsen, modelo 142/40, de acordo com a norma ISO 20482 [25], em esboços com dimensões de 90 mm × 90 mm. Além disso, com o auxílio da norma ASTM E112-13 [26], o tamanho e diâmetro médio do grão (superfície e centro da chapa) foram obtidos pelo método do intercepto (Hilliard/Abrams). O valor final do diâmetro médio corresponde à média de três medições.

O pino de dobramento foi fabricado em operações de torneamento e fresamento e, posteriormente, submetido a um processo de lixamento (lixas variando de 220 a 1200 *mesh*) e polimento mecânico com pasta de diamante para eliminar as marcas anteriores de usinagem. De acordo com o fabricante, este material possui uma dureza de 1730HV₃₀ e resistência à ruptura transversal de 4600 MPa [27].

A rugosidade superficial (parâmetro Ra) da chapa de aço e do pino de dobramento foi medida usando um rugosímetro portátil (Tesa Rugosurf 20), sendo que pelo menos cinco medições foram feitas ao longo de linhas com 16 mm de comprimento. As tiras metálicas na direção de laminação (0°) e perpendicular à direção de laminação (90°) apresentaram valores médios de rugosidade de $0,053 \pm 0,012 \mu\text{m}$ e $0,048 \pm 0,007 \mu\text{m}$, respectivamente. Por outro lado, o pino de dobramento apresentou um valor médio de rugosidade de $0,537 \pm 0,02 \mu\text{m}$, contudo, para cada teste, este foi valor monitorado e, quando necessário, o pino foi rotacionado para uma outra posição para fornecer uma nova superfície de contato livre de desgaste para os testes subsequentes de atrito.

2.3. Ensaio de conformabilidade de chapas metálicas

Na Figura 3b é mostrado o desenho esquemático do ensaio DBF adotado na realização do presente estudo. Este ensaio simula a mecânica da deformação plástica de uma chapa metálica sob o raio da ferramenta em processos de estampagem profunda (Figura 3a), o qual consiste em dobrar e deslizar uma tira metálica (t) sobre um pino de raio pré-determinado (R) até à sua fratura. Para isso, de acordo com SUNG *et al.* [22], uma força frontal ou de atuação (F_1) é aplicada em uma das extremidades da tira metálica enquanto a outra é mantida constante.

Dois tipos de esforços são predominantes na região de contato do pino: o estiramento e o dobramento. À medida que as forças atuantes (F_1 e F_2) agem para que a tira deslize em direção à extremidade de entrada e saída do raio do pino, a mesma é dobrada e depois desdobrada (F_b) causando o atrito (F_f) entre a tira e o pino. CORA *et al.* [29] sublinham que no processo de estampagem profunda, as tensões são geralmente baixas (1–10 MPa) na região do prensa-chapas, contudo, na região do raio da matriz (Figura 3b, região A-B), as tensões são consideravelmente maiores (na ordem de 100 MPa). KIM *et al.* [30] demonstraram que a pressão de contato não é constante em todo o comprimento de contato e que o atrito é dependente dela. COUBROUGH *et al.* [31] constataram a existência de picos de pressão tal como ilustrado na Figura 3b, picos 1 e 2, usando um sensor de contato no pino e, além disso, observaram que o ângulo de contato real é menor que o ângulo de envoltório geométrico.

Nas Figuras 4 e 5 são mostrados o tribossimulador e o desenho esquemático do sistema de aquisição de dados ou DAS (do inglês: *Data Acquisition System*), respectivamente. Durante os ensaios, três fenômenos físicos foram medidos simultaneamente: força, deslocamento e torque. Os sensores de carga e deslocamento são do tipo S-beam (RAS1-10KS-S, 44,5 kN, precisão de 0,02%) e LVDT (KTM series, 275 mm, precisão de 0,05%), respectivamente. DI-1000U e DI-1000U-5V são as interfaces utilizadas para ambos os sensores. O sensor de torque é do tipo anel deslizante (ZHKY8050A, 50Nm, precisão de 0,1%) e o medidor de torque (PY801, precisão de 0,2%) acumula as funções de condicionamento de sinais e conversor analógico-digital. O software de aplicação (SensorVUE, LoadStar Sensors®) foi utilizado para captação, armazenamento dos dados e geração de gráficos. A taxa de aquisição de dados foi de 500 Hz.

Na Tabela 1 são especificados os parâmetros adotados na realização dos ensaios. A fim de garantir a repetibilidade dos ensaios, pelo menos três amostras idênticas foram submetidas ao ensaio DBF e o valor final das análises realizadas nestas amostras corresponde à média de três valores obtidos.

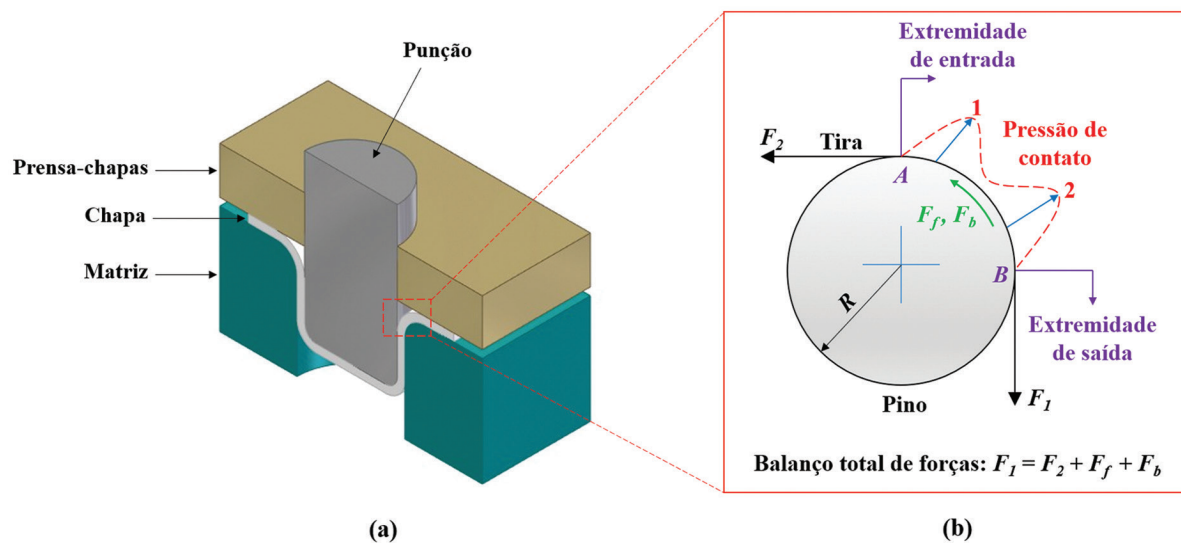


Figura 3: Representação esquemática do ensaio de conformabilidade de chapas metálicas: (a) processo de estampagem profunda e (b) ensaio BUT. Adaptado de LUIZ e RODRIGUES [28].

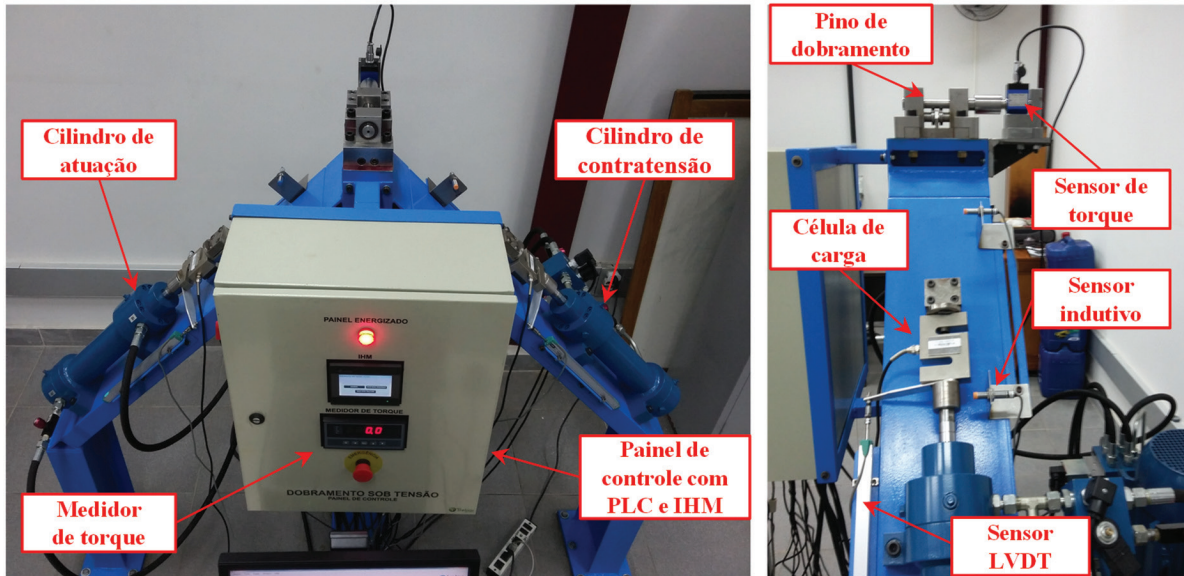


Figura 4: Imagens do tribossimulador utilizado no ensaio DBF: (a) frente e (b) lateral.

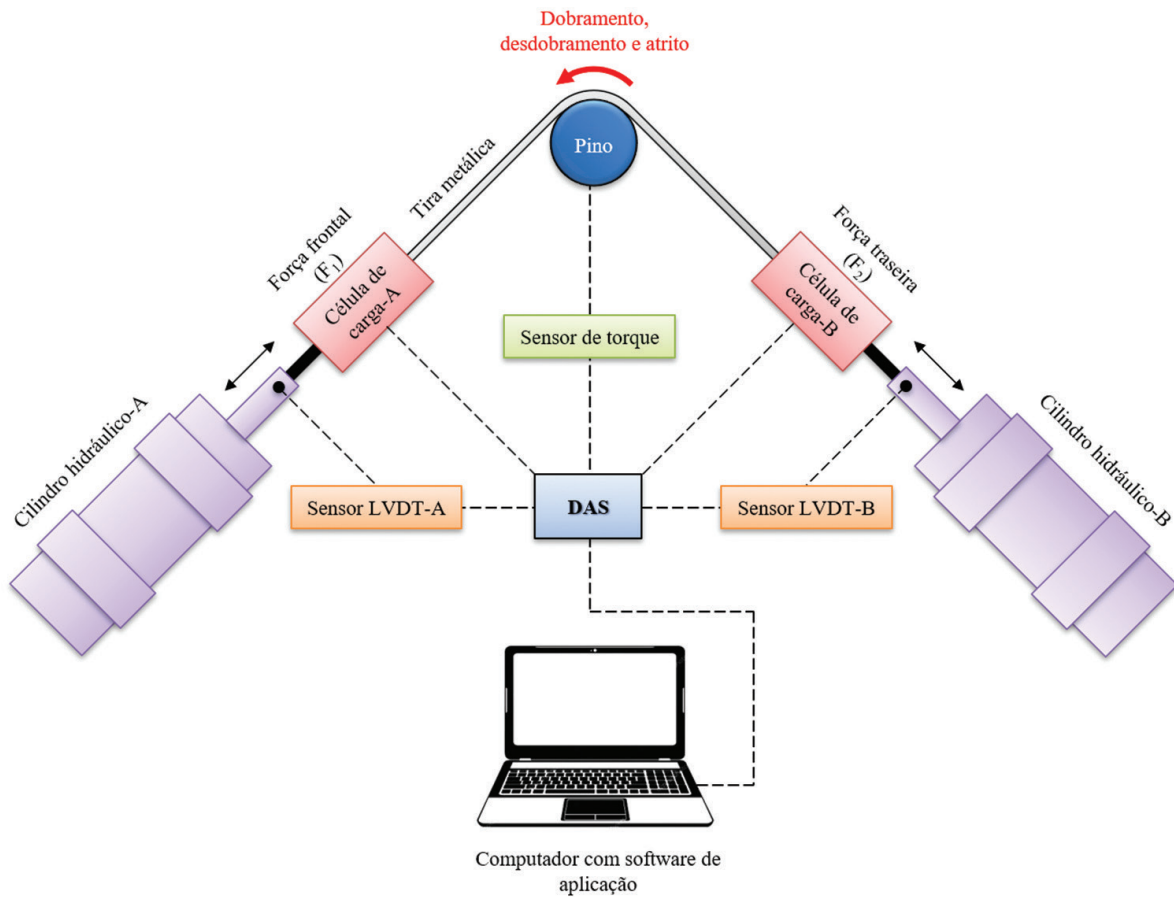


Figura 5: Desenho esquemático do sistema de aquisição de dados. Adaptado de LUIZ e RODRIGUES [28].

Ao longo dos anos, diversas equações foram propostas para se calcular o coeficiente de atrito nos ensaios de conformabilidade com matrizes cilíndricas. Contudo, nos últimos anos, constatou-se que o torque medido no pino durante o ensaio é mais sensível ao atrito que as forças de atuação e de contratensão e, além disso, o coeficiente de atrito (μ) pode ser obtido de forma direta em um único experimento. Neste contexto, diversos

Tabela 1: Especificação dos parâmetros adotados no ensaio DBF.

PARÂMETROS	ESPECIFICAÇÃO
Condição de deslizamento	A seco
Direção da tira metálica	DL (0°) e DT (90°)
Velocidade de atuação (V_1)	2, 10 e 50 mm/s
Velocidade de contratensão (V_2)	0 mm/s
Raio do pino de dobramento (R)	9,0 mm
Dimensões da tira metálica	0,8 mm × 25 mm × 750 mm
Temperatura de ensaio (°C)	Ambiente

autores como FOLLE e SHAEFFER [32] e ANDREASEN *et al.* [33] utilizaram a Equação 1 para determinar o valor do coeficiente de atrito, sendo obtida a partir relação entre a tensão de atrito ou cisalhamento (Equação 2) e a pressão de contato (Equação 3) que ocorre na interface tira/pino.

$$\mu = \frac{\tau}{p} = \frac{4T}{\pi R (F_1 + F_2)} \quad (1)$$

$$\tau = \frac{2T}{\pi WR^2} \quad (2)$$

$$p = \frac{F_1 + F_2}{2WR} \quad (3)$$

Em que τ é a tensão de atrito, T é o torque induzido pelo atrito, W é a largura da tira metálica, R é o raio do pino de dobramento, p é a pressão de contato, F_1 é a força de atuação e F_2 é a força de contratensão.

2.4. Medição da ductilidade à fratura

Diversos autores afirmam que o aumento de resistência vem acompanhado de uma queda na ductilidade, que é uma propriedade mecânica importante dos metais. A ductilidade é definida como sendo a capacidade dos materiais de se deformarem sem se romperem e, que pode ser medida por meio da estrição (redução na área da seção transversal de um corpo de prova) ou por meio do alongamento. Quanto mais dúctil é o material, maior será a redução da área da seção transversal e maior será o alongamento antes da fratura. Portanto, a ductilidade é uma medida da extensão da deformação que ocorre até a fratura [8, 18, 34, 35].

Portanto, a redução de área (RA) e a deformação na fratura (ϵ_f) podem fornecer informações importantes sobre o comportamento mecânico das amostras fraturadas durante o processo de deformação plástica. Desse modo, a redução de área e a deformação na fratura podem ser determinadas pelas Equações 4 e 5, respectivamente [10].

$$RA = \left(\frac{A_0 + A_f}{A_0} \right) \times 100 \quad (4)$$

$$\epsilon_f = \ln \left(\frac{A_0}{A_f} \right) = \ln \left(\frac{1}{1 - RA} \right) \quad (5)$$

Em que A_0 e A_f são a área da seção original e da seção fraturada, respectivamente. A_f é medida a partir da seção fraturada utilizando um analisador de imagens ou um micrômetro. No presente estudo, foi utilizado um micrômetro digital externo 0–25 mm (Mitutoyo, resolução de 0,001 mm).

Na Figura 6, Equações 6 e 7 é mostrado o procedimento para a determinação de A_0 e A_f , respectivamente.

$$A_0 = W_0 t_0 \quad (6)$$

$$A_f = \left(\frac{t_{f1} + t_{f2}}{2} \right) W_f \quad (7)$$

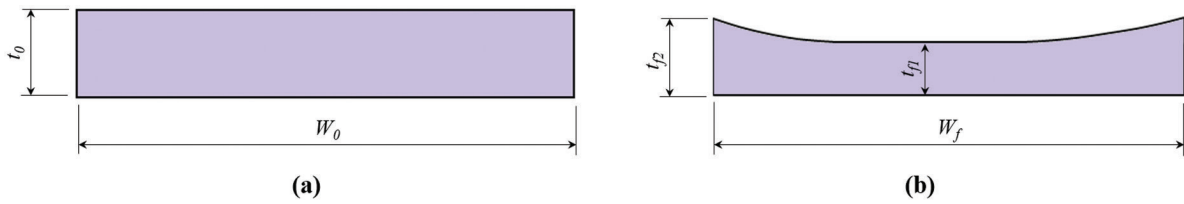


Figura 6: Representação esquemática do procedimento para determinação da área: (a) seção inicial e (b) seção fraturada.

Em que W_0 é a largura da seção inicial ou original, W_f é a largura da seção fraturada, t_0 é a espessura inicial da amostra, t_{f1} é espessura no centro da superfície fraturada e t_{f2} é a espessura média dos dois lados da seção da amostra fraturada, respectivamente.

Geralmente, em todas as operações de dobramento, a taxa de deformação máxima antes da deformação localizada é que leva a chapa à estrição precoce e, conseqüentemente, à fratura. Além disso, a fratura ocorre nas fibras externas da chapa durante o dobramento e desdobramento, com tensão sobreposta e aproximadamente igual à tensão de escoamento do material. Dessa forma, conforme descrito pela Equação 8, a máxima deformação verdadeira ($\epsilon_{m\acute{a}x}$), que ocorre nessas condições, é igual à deformação necessária para dobrar a chapa sob a linha neutra que está localizada na superfície interna da chapa [18, 21, 22].

$$\epsilon_{m\acute{a}x} = \ln\left(1 + \frac{t}{R}\right) \quad (8)$$

Em que t é a espessura da chapa e R o raio do pino de dobramento.

KIM *et al.* [21] e SUNG *et al.* [22] destacam que o tempo necessário para a chapa atingir a deformação máxima verdadeira expressa pela “Equação 8” é menos claro, pois ela está relacionada com a taxa de estiramento sobre o raio da ferramenta (essencialmente com V_1) e a distância de estiramento necessária para estabelecer o raio de dobramento (d_{dobra}), conforme descrito pela Equação 9.

$$\dot{\epsilon}_{m\acute{a}x} \approx \frac{\epsilon_{m\acute{a}x}}{(d_{dobra}/V_1)} \quad (9)$$

Os autores sublinham ainda que o raio de dobramento é aproximadamente três vezes a espessura da chapa metálica para uma ampla gama de condições e materiais, como descrito pela Equação 10.

$$d_{dobra} \approx 3t \quad (10)$$

Logo, substituindo as Equações 8 e 10 na Equação 9, tem-se a Equação 11 que corresponde à taxa de deformação máxima ($\dot{\epsilon}_{m\acute{a}x}$) para que ocorra a fratura da tira metálica.

$$\dot{\epsilon}_{m\acute{a}x} \approx \frac{V_1}{3t} \ln\left(1 + \frac{t}{R}\right) \quad (11)$$

2.5. Medição da dureza Vickers

A dureza da tira metálica foi medida usando um microdurômetro Vickers (Shimadzu HMV-2T) com uma carga de 0,245N e um tempo de espera de 15s. Na Figura 7 é mostrado o procedimento adotado para a medição de dureza abaixo da superfície de contato das tiras metálicas após o ensaio DBF. As amostras foram retiradas no sentido da seção transversal da tira metálica na região de dobra, embutidas a frio, lixadas (lixas variando de 120 a 1200 *mesh*) e polidas mecanicamente com pasta de diamante. Posteriormente, a dureza abaixo da superfície de contato foi medida e os valores da dureza final são a média de dez medidas de indentação.

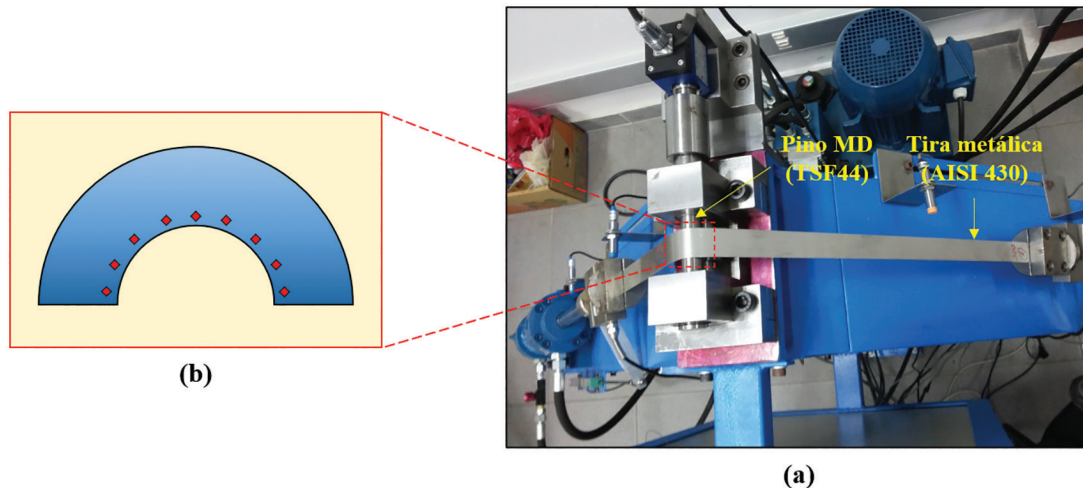


Figura 7: Procedimento de medição da dureza abaixo da superfície de contato da tira metálica. (a) ensaio DBF e (b) região de indentação na seção transversal da tira embutida a frio.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Caracterização da chapa de aço AISI 430Nb

A composição química da chapa de aço AISI 430Nb é apresentada na Tabela 2.

O teor de aproximadamente 16,5% de Cr é o elemento de liga em maior quantidade e mais importante deste aço, pois favorece a formação da camada passiva que o protege contra ambientes corrosivos e ainda estabiliza a ferrita de forma eficiente. O baixo teor de C mantém a tenacidade e ductilidade do aço elevada e ainda previne a estabilização e formação de alguma austenita retida em sua microestrutura. O N também ajuda a manter a estrutura ferrítica do aço nas faixas de temperatura do estado sólido. Contudo, o C e N formam carbonetos e nitretos que se precipitam nos contornos de grão deixando uma zona livre de Cr nas regiões adjacentes. Esse fenômeno é conhecido como sensitização e favorece a corrosão intergranular. Entretanto, o controle da sensitização pode ser feito adicionando elementos estabilizadores como o Nb e Ti. O teor residual de Mo também ajuda a combater a formação de sítios de corrosão e ainda forma carbonitretos que atuam na melhoria da resistência mecânica do aço [36, 37].

A combinação destes elementos e, principalmente, a ausência ou baixíssimo teor de Ni (<0,5%) na composição química, tem feito com que o aço AISI 430, na forma de chapas, seja extensivamente empregado em substituição ao aço AISI 304 em diferentes áreas, tal como a indústria metal mecânica em geral, automobilística, eletrodomésticos, alimentícia, médica, dentre outras. Nos últimos anos, de acordo com o ISSF [38], a volatilidade no preço do Ni corroborou para que os aços da série 400 ou AIFs se tornassem uma solução útil em muitas aplicações em detrimento a materiais mais caros. Inclusive, alguns aços desta série apresentam a maioria das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que os seus parceiros mais caros, os aços da série 300, comumente conhecidos como aços inoxidáveis austeníticos (AIAs).

Na Figura 8 é mostrada a micrografia da seção transversal do aço AISI 430Nb proveniente da laminação a frio, onde é possível notar uma microestrutura tipicamente ferrítica e um certo grau de heterogeneidade na distribuição do tamanho de grão da microestrutura. 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 igual a 10 e diâmetro médio $10,6 \pm 0,7 \mu\text{m}$. Em contraste, no centro da chapa, observa-se que os grãos são mais grosseiros, apresentando tamanho de grão ASTM igual a 9 e diâmetro médio $15,4 \pm 0,4 \mu\text{m}$; além disso, apresentam-se

Tabela 2: Composição química da chapa de aço AISI 430Nb.

ELEMENTO QUÍMICO	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Nb	N (ppm)
COMPOSIÇÃO (% em peso)	0,0164	0,2454	0,2447	0,0362	0,0009	16,481	0,0234	0,3384	231

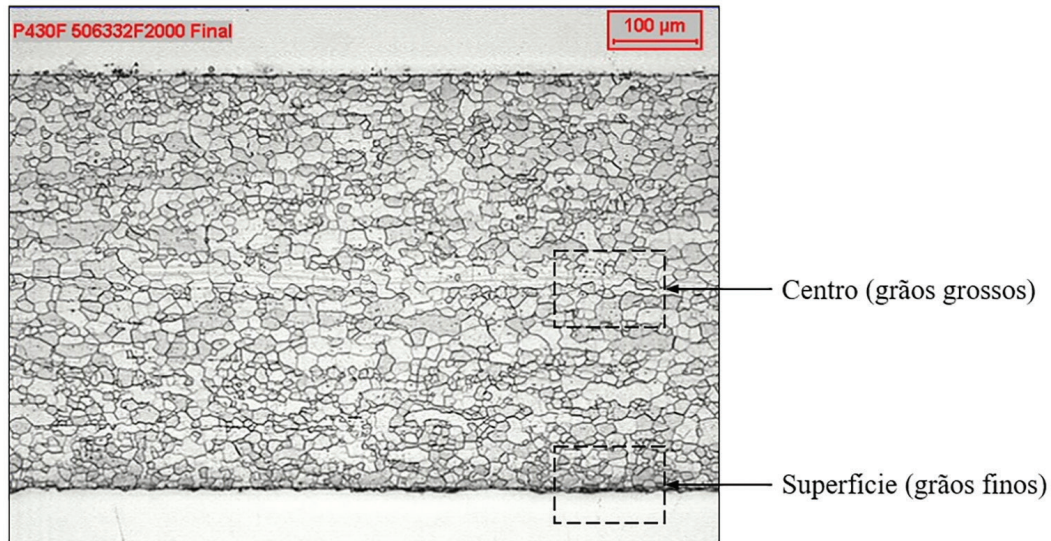


Figura 8: Microestrutura do aço AISI 430Nb (ataque com reagente Villela): (a) seção transversal e (b) centro da chapa.

de forma homogênea, com morfologia poligonal e sem a presença de partículas de inclusões não metálicas. GUIDA [39] destaca que uma estrutura heterogênea e tamanho de grão menor são desejáveis, pois quanto menor o tamanho de grão, maior o número de grãos e, como consequência, maior é a possibilidade de se obter orientações mais diversificadas. Geralmente o fator que favorece a formação de um grão fino recristalizado também favorece a formação de uma orientação essencialmente aleatória dos grãos recristalizados.

As propriedades mecânicas do aço AISI 430Nb são mostradas na Tabela 3. S_y é o limite de escoamento, S_u é o limite de resistência, e_u é o alongamento uniforme, e_t é o alongamento total, n é o coeficiente de encruamento ou parâmetro de Lankford, R é o coeficiente de anisotropia normal, R_b é o coeficiente de anisotropia normal médio, ΔR é o coeficiente de anisotropia planar e $I.E.$ é o índice de embutimento Erichsen.

A dependência da resistência da chapa de aço AISI 430Nb com a direção no plano da chapa é destacada para direção a 45° em relação às outras direções. DIETER [35] explica que o deslizamento começa quando a tensão cisalhante atinge um valor limite crítico no plano de deslizamento, segundo a direção de deslizamento. Portanto, estes resultados sugerem que a tensão de cisalhamento resolvida crítica do material investigado, foi maior na direção a 45° . Por outro lado, a chapa de aço indicou um valor de R_b moderado e ΔR baixo, valores confirmados pelos resultados da resistência mecânica, ductilidade e encruamento nas direções a 0° e 90° principalmente. Para operações agressivas de estiramento uniaxial e biaxial, tais valores são, a princípio, relativamente inadequados para se evitar rupturas e ondulações de borda da chapa (comumente chamada de orelhamento) durante a compressão circunferencial e dobramento, ao longo da entrada e acondicionamento da chapa de aço no raio de curvatura da matriz e do punção. Valores mais adequados para R_b e ΔR são maiores que 1,8 e próximos a zero ($\sim 0,0001$), respectivamente [35].

3.2. Análise das forças atuantes na tira metálica

Na Figura 9 é mostrado o comportamento das forças atuantes (F_1 e F_2) na tira metálica para as três diferentes faixas de velocidades adotadas (2, 10 e 50 mm/s) no ensaio DBF, sendo que DL (0°) e DT (90°) representam a direção de extração da tira metálica em relação ao sentido original de laminação da chapa.

É possível notar na Figura 8a–c, que F_1 é quase equivalente à força em um ensaio de tração, e que a mesma, na direção DT, é maior do que na direção DL. Esse comportamento é devido ao maior limite de

Tabela 3: Propriedades mecânicas, ductilidade e encruamento da chapa de aço AISI 430Nb.

DIREÇÃO	S_y (MPa)	S_u (MPa)	e_u (%)	e_t (%)	n	R (12%)	R_b	ΔR	I.E. (mm)	DUREZA (HV _{0,245})
0°	316,1	464,9	22,3	32,7	0,205	1,42	1,37	0,34	10,3	121
45°	343,4	475,6	17,9	27,2	0,188	1,20				
90°	317,5	466,5	19,8	33,2	0,201	1,65				

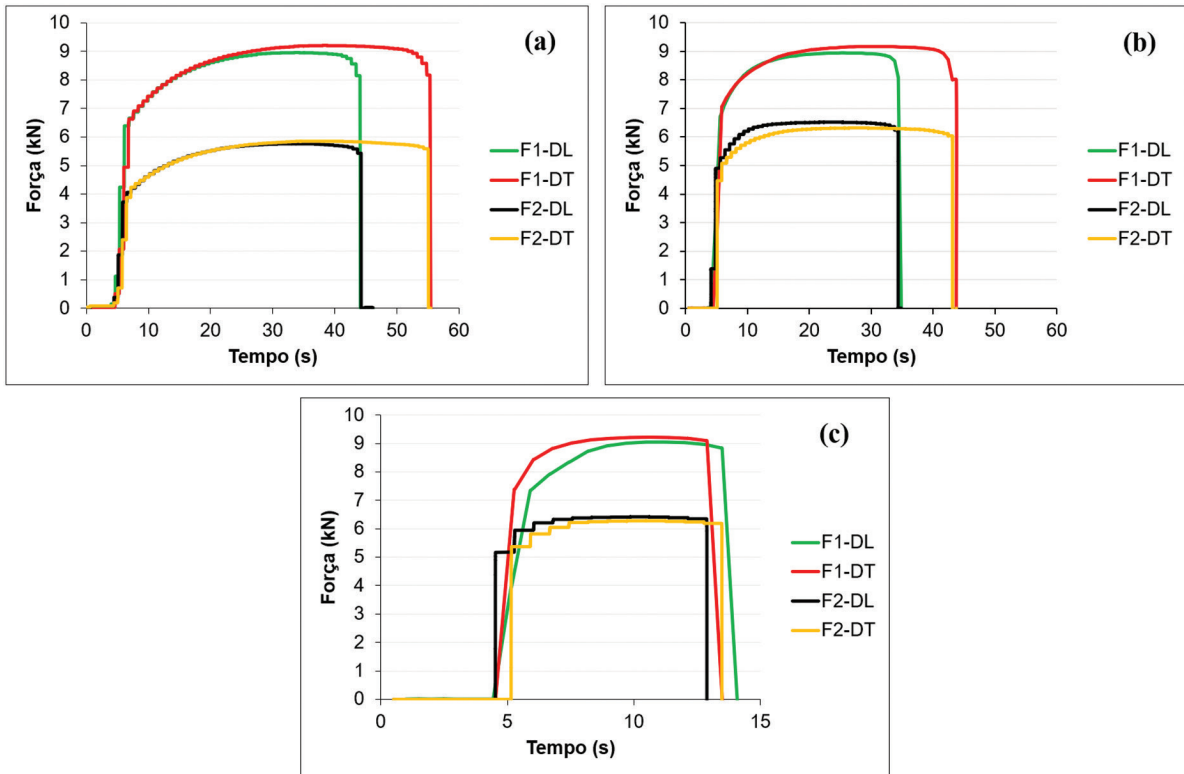


Figura 9: Forças atuantes em função do tempo de ensaio e orientação da tira: (a) 2,0 mm/s; (b) 10,0 mm/s; (c) 50,0 mm/s.

resistência da tira metálica na direção DT, como mostrado na Tabela 3. Logo, é necessária uma força de atuação maior para deformar a tira e levá-la à fratura. Além disso, observa-se que o valor máximo de F_1 praticamente não muda para cada direção em particular, independentemente da velocidade de deslizamento adotada. De acordo com SUNG *et al.* [22], o valor máximo de F_1 é quase insensível à força de atrito (F_f), mas F_2 diminui à medida que F_f aumenta. Portanto, pode-se concluir que, quanto maior a diferença entre F_1 e F_2 , maior é a força de atrito que atua na interface de contato tira/pino. Este comportamento também pode ser justificado pelo balanço total de forças ilustrado na Figura 3b, ou seja, $(F_1 - F_2) \propto F_f$ se a força de dobramento e desdobramento (F_b) for mantida constante. É possível notar ainda, que para velocidades maiores (Figura 9b e c), $(F_1 - F_2)$ tende a exibir um valor estável, muito provavelmente, devido ao menor tempo de contato em que as superfícies estão sujeitas, diminuindo a ação das forças adesivas que aumentam a força de atrito.

3.3. Análise do coeficiente de atrito

Com o auxílio das forças atuantes e torque induzido por atrito medidos durante o ensaio DBF, o valor do coeficiente de atrito foi determinado pela Equação 1 e é mostrado na Figura 10.

Pode ser visto na Figura 10, que a tendência do coeficiente de atrito para as duas tiras metálicas (DL e DT) é diminuir gradualmente com o aumento da velocidade de estampagem, sendo que esta tendência de queda diminui na faixa de velocidades mais altas. DOU e XIA [40] observaram as mesmas tendências em estudos com ligas alumínio. Os autores demonstraram que a área de contato diminui gradualmente com o aumento da velocidade de deslizamento, causando a diminuição no valor do coeficiente de atrito. Os resultados mostrados na Figura 10 também estão em consonância com a análise discutida na seção anterior, ou seja, a força de atrito diminui com o aumento da velocidade de deslizamento. As razões para isso acontecer foram discutidas por BLAU [10]: à medida que a velocidade aumenta a temperatura de interface e a temperatura devido à deformação plástica aumentam, causando uma maior formação de óxidos na interface de contato que diminui a resistência ao cisalhamento e, como resultado, o coeficiente de atrito diminui. Diversos autores sublinham que os óxidos formados possuem baixa tensão de cisalhamento, e por isso funcionam como lubrificantes sólidos, favorecendo a diminuição do coeficiente de atrito [1–3].

KIM *et al.* [30] realizaram ensaios DBF e de estampagem em tiras e chapas de alumínio, onde variou-se a velocidade de estampagem e o raio do pino de dobramento. Em ambos os ensaios houve a mesma tendência dos resultados apresentados na Figura 10, ou seja, o coeficiente de atrito diminui com o aumento da velocidade de

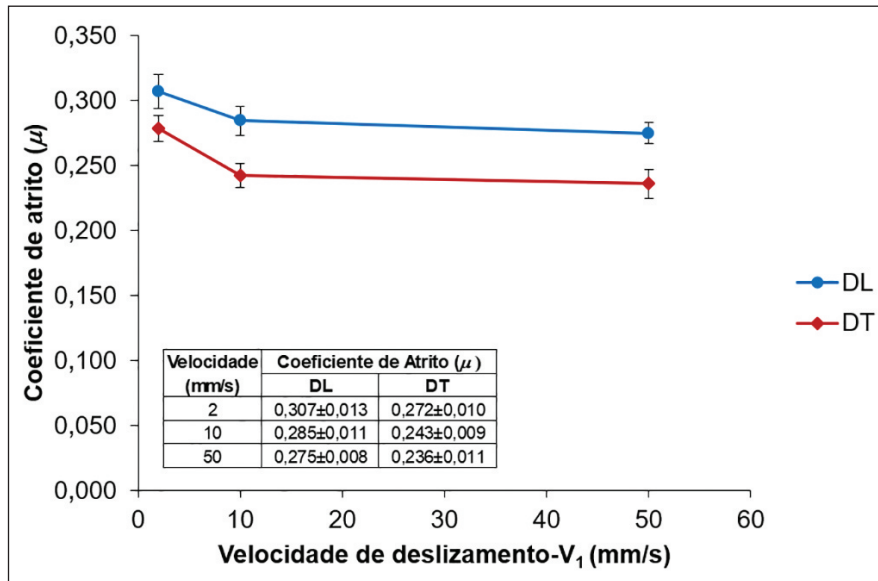


Figura 10: Comparação do coeficiente de atrito das tiras metálicas para diferentes velocidades e direção.

estampagem. Os autores observaram também que a pressão de contato diminuiu com o aumento da velocidade. BLAU [10] explica que quando a pressão de contato é baixa, os óxidos formados controlam o atrito, levando a valores de coeficiente de atrito entre 0,12 e 0,3 para a maioria dos pares de metais. Entretanto, quando a pressão de contato é alta, o filme protetor é removido e as superfícies são deformadas causando uma maior interação entre as asperezas e, conseqüentemente, o coeficiente de atrito irá aumentar.

Os resultados mostrados na Figura 10 revelam ainda, que o coeficiente de atrito exibiu uma forte dependência da direção de extração da tira metálica, pois a tira DL apresentou um maior coeficiente de atrito em comparação à direção DT. Provavelmente, este comportamento é devido a três motivos principais. Primeiramente, devido à diferença no valor inicial da rugosidade superficial, pois a tira DL apresentou uma rugosidade superficial maior (~10%) do que a tira DT. Nessas condições, ocorre uma maior interação entre as asperezas das superfícies. Tendo em vista, que os ensaios DBF foram realizados sem a presença de um lubrificante, isso sugere que o coeficiente de atrito aumentou com o aumento da rugosidade superficial da tira metálica. AL-SAMARAI *et al.* [41] demonstraram que o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste diminuem para rugosidades e velocidades de deslizamento menores.

Em segundo lugar, devido à anisotropia de propriedades mecânicas da chapa de aço. Conforme mostrado na Tabela 3, a tira DL apresentou um maior alongamento uniforme (~11%) em comparação à tira DT. Isso significa que a tira DL deforma em maior quantidade sobre o pino de dobramento até que a estricção localizada começa aparecer. Diversos autores [16, 17, 42] demonstraram que o coeficiente de atrito aumenta com o aumento da deformação plástica sob condições de contato seco e lubrificado devido ao aumento da rugosidade superficial da tira. Este aumento na rugosidade é associado às bandas de deformação que se desenvolvem na superfície da tira sob deformação plástica. Portanto, pode-se inferir que a velocidade de deslizamento, anisotropia de propriedades e o conseqüente aumento na rugosidade superficial da tira metálica, influenciaram sintomaticamente no valor do coeficiente de atrito da tira de aço AISI 430Nb.

Por fim, devido ao fenômeno do estriamento. SHIN *et al.* [43] notaram que chapas de AIF apresentam estrias paralelas ao sentido de laminação quando submetida ao estiramento e estampagem profunda. Ao longo dos anos, vários mecanismos foram propostos para explicar o fenômeno de estriamento em AIFs, mas ainda não há consenso sobre este tema. No entanto, OLIVEIRA *et al.* [44] sublinham que para a maioria das hipóteses, o estriamento está relacionado com a anisotropia plástica da estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e a heterogeneidade da textura da chapa de aço. Quando é puxado, esta chapa de aço apresenta ondulações, com picos em um lado da chapa coincidindo com os vales do outro lado, contudo, sem alterar a espessura. As estrias geralmente têm uma profundidade na faixa de 20 a 50 μm [43], o que aumenta os custos de fabricação devido às operações de lixamento e polimento. Embora as estrias são consideradas defeitos superficiais que afetam negativamente o aspecto visual das peças, a profundidade e a largura das estrias são relevantes para chapas finas porque podem causar não apenas um aumento da resistência ao atrito, mas também uma lubrificação deficiente e uma distribuição heterogênea da deformação na superfície da ferramenta na presença de grandes gradientes de tensão [17, 28].

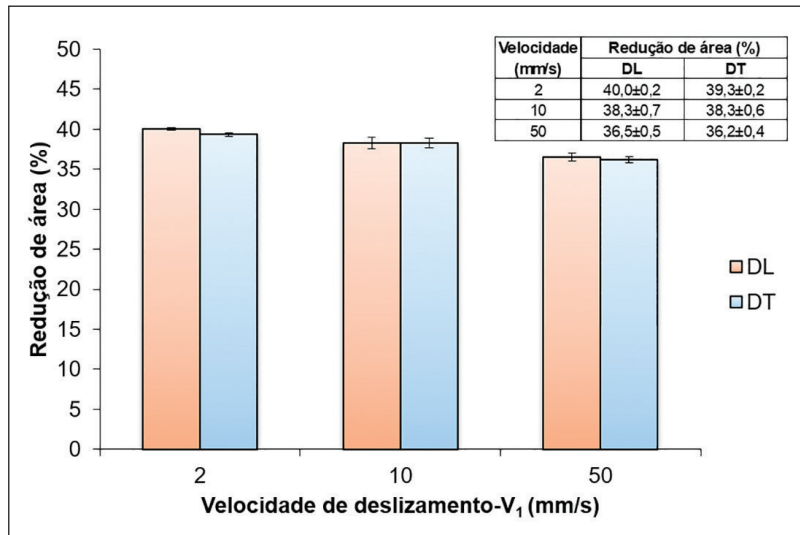


Figura 11: Comparação da redução de área das tiras metálicas para as diferentes velocidades e direção.

3.4. Análise da redução de área da tira metálica

Na Figura 11 é mostrado o efeito da velocidade na redução de área (*RA*) à fratura da tira metálica. É possível notar que *RA* diminuiu com o aumento da velocidade para ambas as direções das tiras. Este comportamento denota que a resistência ao escoamento plástico do material aumentou à medida em que se aumentou a velocidade de deslizamento. Desta forma, é possível inferir que a ductilidade do material, também, exibiu sensibilidade à direção de ensaio da tira de aço AISI 430.

Este efeito da variação da velocidade de deformação na ductilidade e resistência mecânica do material pode ser explicado também segundo a Equação 12 de sensibilidade à taxa de deformação descrita por DIETER [35]. De acordo com esta equação, a resistência ao escoamento plástico do material aumenta com o aumento da taxa de deformação máxima determinada pela Equação 11.

$$\sigma = C\dot{\epsilon}^m |Tcte \tag{12}$$

Em que σ é a tensão de escoamento plástico, C é uma constante do material, $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação e m é o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação.

Geralmente, o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação pode ser calculado com a mudança da taxa de deformação, para indicar quão grande é esse aumento, uma vez que m é a inclinação da função linear entre σ e $\dot{\epsilon}$ em uma escala logarítmica.

Entretanto, não é somente o aumento da taxa de deformação que reduz a capacidade de deformação do material, SUNG *et al.* [22] e WAGONER *et al.* [45] sublinham que o aquecimento induzido por deformação tem um efeito prejudicial sobre a ductilidade do material, causando sua redução em taxas de deformação mais altas. Durante os ensaios DBF, os autores observaram elevações significativas de temperatura, chegando até 100°C antes da fratura, com conseqüente perda de resistência nas regiões afetadas. Além disso, constataram que este aquecimento induzido por deformação provocou uma mudança na transição de falha do Tipo I (fratura por tração) para o Tipo III (fratura por cisalhamento), e tendendo a ocorrer próximo ou no raio da ferramenta, contudo, sem apresentar estricção aparente.

Conforme pode ser visto na Figura 12, esses dois fenômenos (redução da ductilidade e mudança na transição de falha) mostraram a mesma tendência nos ensaios experimentais do presente estudo, ou seja, o deslocamento máximo à fratura modificou-se com o aumento da velocidade de deslizamento, logo, a fratura tendeu a ocorrer mais perto do raio da ferramenta. Contudo, pode ser visto na Figura 12a, que a amostra DL-10 apresentou um comportamento anômalo, ou seja, a fratura ocorreu mais perto da ferramenta em comparação às amostras DL-2 e DL-50. Provavelmente, o balanço entre o encruamento causado pela deformação plástica e o aumento de temperatura pelo contato sólido pode ter contribuído para este comportamento. Em contraste, não foi observado este comportamento anômalo na Figura 12b, muito provavelmente, devido à menor intensidade deste balanço, tendo em vista, que na direção DT, o alongamento uniforme é menor em comparação à direção DL, conforme mostrado na Tabela 3.

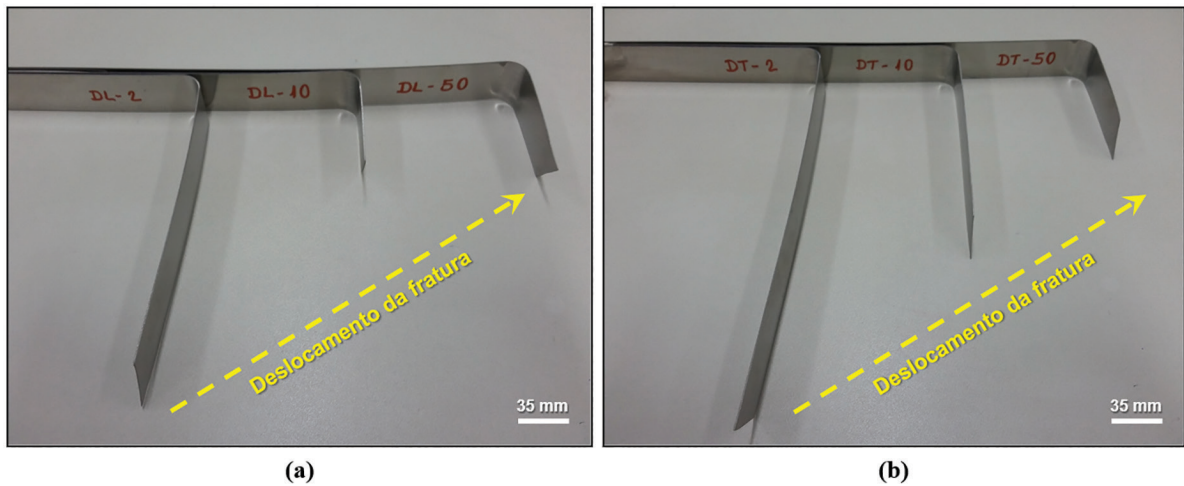


Figura 12: Posição da fratura após os ensaios DBF para diferentes velocidades: (a) tira DL e (b) tira DT.

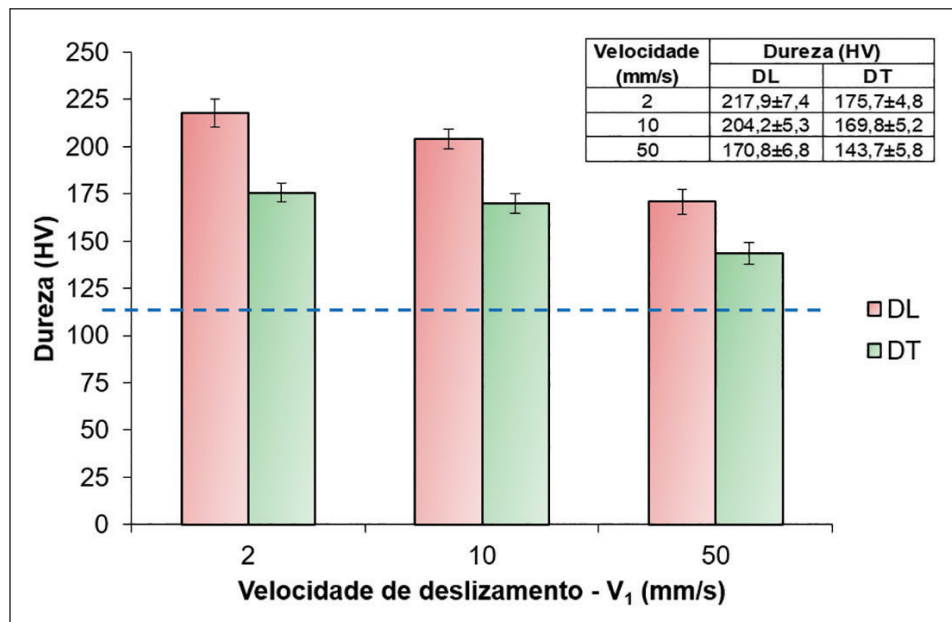


Figura 13: Comparação da dureza medida abaixo da superfície entre a tira DL e DT para diferentes velocidades de deslizamento.

KIM *et al.* [21] sublinham que o papel do aumento da velocidade é aumentar a taxa de deformação máxima no material, e isto é notório quando se observa a Equação 11, pois o efeito desta taxa é reduzir o tempo disponível para transferência de calor, com isso inibe a deformação localizada, enquanto que o efeito térmico a auxilia, particularmente, na região de dobramento/desdobramento onde as deformações são mais altas.

3.5. Análise da dureza abaixo da superfície de contato sólido

Na Figura 13, é mostrado, comparativamente, o efeito da velocidade deslizamento na dureza medida abaixo da superfície de contato para as tiras DL e DT. Três tendências distintas podem ser observadas. Primeiramente, ambas as tiras (DL e DT) exibiram um aumento da dureza em relação à dureza inicial (linha tracejada azul: 121 HV). Em segundo lugar, ambas as tiras exibiram uma diminuição no valor da dureza à medida que se aumentou a velocidade de deslizamento, contudo, continuando a ser maior do que a dureza inicial. Por último, é possível notar que o valor da dureza da tira DL aumentou em maior grau do que a tira DT para as diferentes velocidades de deslizamento.

As tendências mencionadas acima podem ser explicadas da seguinte forma: o aumento de dureza em relação à dureza inicial decorre do encruamento ou aumento de resistência das asperezas da superfície da tira metálica quando a mesma se movimenta em relação ao pino de dobramento, e o aumento relativo diminui à

medida que se aumenta a velocidade devido ao aumento de temperatura na interface de contato, reduzindo, assim, a resistência ao cisalhamento. Portanto, ocorre um efeito combinado na superfície de contato. Por fim, o aumento no valor de dureza da tira DL é sistematicamente maior quando comparado ao da tira DT, isto porque, conforme mostrado na Tabela 3, a tira DL possui o potencial em apresentar um coeficiente de encruamento maior do que a tira DT. Nessas condições, ocorre um maior aumento de resistência e dureza durante o contato sólido. É importante salientar ainda, que o aumento de dureza das asperezas da superfície tende a causar um aumento na tensão de cisalhamento (τ), como resultado, o coeficiente de atrito tende a aumentar, como descrito pela Equação 1.

4. CONCLUSÕES

A partir dos resultados obtidos experimentalmente e discussão realizada durante o presente estudo, pode-se concluir que:

- A força de atuação (F_1) permaneceu praticamente constante, entretanto, a força de contratensão (F_2) mostrou-se bastante sensível à variação da força de atrito (F_f), diminuindo com o aumento da força de atrito.
- O coeficiente de atrito para as duas tiras metálicas (DL e DT) analisadas diminuiu com o aumento da velocidade de deslizamento, contudo, comparativamente, apresentaram valores de coeficiente de atrito diferentes para cada velocidade em particular, sendo que a tira na direção DL exibiu um maior coeficiente de atrito em todos os ensaios realizados. O maior alongamento uniforme na direção DL aliado ao efeito do estriamento podem ter contribuído para um maior aumento da rugosidade superficial.
- A ductilidade também diminuiu com o aumento da velocidade de deslizamento, logo, este comportamento denota que a resistência ao escoamento plástico do material aumentou com o acréscimo da taxa de deformação, como resultado, o deslocamento máximo à fratura foi alterado, tendendo a ocorrer mais próximo ao raio do pino de dobramento.
- A dureza aumentou em relação à dureza inicial devido ao encruamento das asperezas da superfície da tira metálica por deformação a frio. Entretanto, o conjunto de dados parece sugerir que, para as condições em análise, quanto maior a velocidade de deslizamento empregada no ensaio, menor o aumento relativo dos valores de dureza em comparação à condição inicial. Além disto, para as velocidades de deslizamento em estudo, o aumento no valor de dureza é sistematicamente maior na direção longitudinal quando comparado à direção transversal.
- Fatores como o aumento da temperatura na interface de contato, formação de óxidos, redução da resistência ao cisalhamento e da dureza das asperezas exibiram uma tendência em contribuir na diminuição do valor do coeficiente de atrito à medida que a velocidade de estampagem aumenta.
- O papel do aumento da velocidade de deslizamento na conformação de chapas metálicas foi aumentar a taxa de deformação máxima à fratura no material e reduzir o tempo disponível para transferência de calor. O efeito da taxa de deformação inibiu a deformação localizada, enquanto que o efeito térmico a auxiliou.
- Devido ao caráter experimental do presente estudo, os resultados encontrados podem ser usados para melhorar a precisão das simulações numéricas e, conseqüentemente, a produtividade e qualidade dos produtos conformados a partir do material investigado bem como a redução dos custos de produção.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CEFET (Centro Federal de Educação Tecnológica) e à UFMG (Universidade Federal de Minas Gerais) pelo uso dos equipamentos e suporte técnico para os experimentos. Os autores também agradecem à empresa Aperam South America, sediada na cidade de Timóteo, Estado de Minas Gerais, Brasil, pelo fornecimento das amostras utilizadas no presente estudo.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] HUTCHINGS, I.M., SHIPWAY, P., *Tribology: friction and wear of engineering materials*. 2 ed. United Kingdom: Butterworth-Heinemann, 2017.
- [2] RABINOWICZ, E., *Friction and Wear of Materials*. 2 ed. New York: John Wiley & Sons, 1995.
- [3] HELMAN, H., CETLIN, P.R., *Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais*. 2 ed. São Paulo: Artliber, 2015.
- [4] CASTRO, R.M., CURI, E.I.M., MARCELLO, R.R., *et al.*, “Avaliação tribológica de óleos hidráulicos biodegradável e mineral com deslizamento entre as ligas de Cu-Zn e WC-CoCr”, *Revista Matéria*, v. 24, n. 4, e-12484, 2019. <https://doi.org/10.1590/S1517-707620190004.0809>

- [5] 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, pp. 1268–1278, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.050>
- [6] MENEZES, P.L., KUMAR, K., KISHORE, *et al.*, “Influence of friction during forming processes—a study using a numerical simulation technique”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 40, pp. 1067–1076, 2008. <https://doi.org/10.1007/s00170-008-1425-5>
- [7] FOLLE, L.F., SHAEFFER, L., “Effect of surface roughness and lubrication on the friction coefficient in deep drawing processes of aluminum alloy aa1100 with fem analysis”, *Revista Matéria*, v. 24, n. 3, e-12446, 2019. <https://doi.org/10.1590/S1517-707620190003.0762>
- [8] ALTAN, T., TEKKAYA, A.E., *Sheet Metal Forming Fundamentals*. 1 ed. Ohio: ASM International, 2012.
- [9] CERETTI, E., FIORENTINO, A., GIARDINI, C., “Process parameters influence on friction coefficient in sheet forming operations”, *International Journal of Material Forming*, v. 1, n. 1, pp. 1219–1222, 2008. <https://doi.org/10.1007/s12289-008-0161-6>
- [10] BLAU, P.J., *Friction Science and Technology: From Concepts to Applications*. 2 ed. Florida: CRC Press, 2009.
- [11] ROIZARD, X., VON STEBUT, J., “Surface asperity flattening in sheet metal forming—a 3-d relocation stylus profilometric study”, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v. 35, n. 2., pp. 169–175, 1995.
- [12] TRZEPIECINSKI, T., LEMU, H.G., “Effect of lubrication on friction in bending under tension test—experimental and numerical approach”. *Metals*, v. 10, n. 4, pp. 1–17, 2020.
- [13] TRZEPIECIŃSKI, T., “Effect of the plastic strain and drawing quality on the frictional resistance of steel Sheets”, *Acta Metallurgica Slovaca*, v. 26, n. 2, pp. 42–44, 2020. <https://doi.org/10.36547/ams.26.2.553>
- [14] WANG, C., MA, R., ZHAO, J., ZHAO, J., “Calculation method and experimental study of coulomb friction coefficient in sheet metal forming”, *Journal of Manufacturing Processes*, v. 27, pp. 126–137, 2017.
- [15] STEINHILPER, W., SAUER, B., *Konstruktionselemente des Maschinenbaus 2: Grundlagen von Maschinenelementen für Antriebsaufgaben*. 6 ed. Berlin: Springer-Verlag, 2008.
- [16] TRZEPIECINSKI, T., “A study of the coefficient of friction in steel sheets forming”, *Metals*, v. 9, n. 9, 988, 2019. <https://doi.org/10.3390/met9090988>
- [17] LUIZ, V.D., RODRIGUES, P.C.M., “Effect of the test conditions on tribological behavior of an Nb-stabilized AISI 430 stainless steel sheet”, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, v. 43, n. 11, 505, 2021. <https://doi.org/10.1007/s40430-021-03235-7>
- [18] HOSFORD, W.F., CADDELL, R.M., *Metal Forming: Mechanics and Metallurgy*. 4 ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2011.
- [19] EVIN, E., NÉMETH, S., VYROSTEK, M., “Evaluation of friction coefficient of stamping”, *Acta Mechanica Slovaca*, v. 18, n. 3–4, pp. 20–27, 2014.
- [20] 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, 47, 2020. <https://doi.org/10.3390/met10010047>
- [21] KIM, J.H., SUNG, J.H., PIAO, K., *et al.*, “The shear fracture of dual-phase steel”, *International Journal of Plasticity*, v. 27, n. 10, pp. 1658–1676, 2011.
- [22] 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, n. 4, 041015, 2012. <https://doi.org/10.1115/1.4007261>
- [23] American Society for Testing and Materials. *ASTM E8/E8M-16a: Standard test methods for tension testing of metallic materials*. West Conshohocken: ASTM International, 2016.
- [24] BANABIC, D., BUNGE, H.-J., PÖHLANDT, K., *et al.*, *Formability of metallic materials: plastic anisotropy, formability testing, forming limits*. 2 ed. Berlin: Springer-Verlag, 2000.
- [25] International Standard. *ISO 20482: Metallic materials—Sheet and strip—Erichsen cupping test*. Geneva: International Standard, 2013.
- [26] American Society for Testing and Materials. *ASTM E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. ASTM International, 2013.

- [27] CERATIZIT GROUP, *Round Tool Materials: p-line*, 2020. <https://cdn.plansee-group.com/is/content/planseemedia/ceratizit/downloads/pdf/p-line-program-round-tool-materials/EN.pdf>
- [28] LUIZ, V.D., RODRIGUES, P.C.M., “Design of a tribo-simulator for investigation of the tribological behavior of stainless-steel sheets under different contact conditions”, *Materials Research*, v. 25, e20210220, 2022. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2021-0220>
- [29] CORA, Ö.N., AĞCAYAZI, A., NAMIKI, K., *et al.*, “Die wear in stamping of advanced high strength steels—Investigations on the effects of substrate material and hard-coatings”, *Tribology International*, v. 52, pp. 50–60, 2012.
- [30] 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, pp. 69–78, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2011.12.011>
- [31] 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 Materials Processing Technology*, v. 130–131, pp. 69–75, 2002. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00781-1](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00781-1)
- [32] FOLLE, L.F., SCHAEFFER, L., “Avaliação das condições tribológicas em estampagem de chapas através do ensaio de dobramento sob tensão”, *Revista Matéria*, v. 22, n. 2, e11809, 2017. <https://doi.org/10.1590/S1517-707620170002.0141>
- [33] ANDREASEN, J.L., OLSSON, D.D., CHODNIKIEWICZ, K., *et al.*, “Bending under tension test with direct friction measurement”, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture*, v. 220, n. 1, pp. 73–80, 2006. <https://doi.org/10.1243/095440505X32913>
- [34] CALLISTER Jr., W.D., RETHWISCH, D.G., *Materials Science and Engineering—An Introduction*. 8 ed. Hoboken: John Wiley & Sons, 2010.
- [35] DIETER, G.E., *Metalurgia Mecânica*. 3 ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1986.
- [36] KRAUSS, G., *Steels: Processing, Structure and Performance*. 1 ed. Ohio: ASM International, 2005.
- [37] TANURE, L.P.A.R., ALCÂNTARA, C.M., OLIVEIRA, T.R., *et al.*, “Microstructure, texture and micro-hardness 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, pp. 1650–1657, 2017. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2017-0568>
- [38] International Stainless Steel Forum. *The ferritic solution: Properties, Advantages an Applications*, 2007. https://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_The_Ferritic_Solution_English.pdf
- [39] GUIDA, R.B., *Comparação da estampabilidade de chapas de aço inoxidável ferrítico estabilizado ao nióbio obtidas através de duas rotas de fabricação*, Tese (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2006.
- [40] DOU, S., XIA, J., “Analysis of sheet metal forming (stamping process): a study of the variable friction coefficient on 5052 aluminum alloy”, *Metals*, v. 9, n. 8, 853, 2019. <https://doi.org/10.3390/met9080853>
- [41] AL-SAMARAI, R.A., HAFTIRMAN, AHMAD, K.R., *et al.*, “Evaluate the effects of various surface roughness on the tribological characteristics under dry and lubricated conditions for al-si alloy”, *Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology*, v. 2, n. 3, pp. 167–173, 2012. <https://doi.org/10.4236/jsemat.2012.23027>
- [42] 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, pp. 17–24, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2013.05.002>
- [43] SHIN, H.J., AN, J.K., PARK, S.H., *et al.*, “The effect of texture on ridging of ferritic stainless steel”, *Acta Materialia*, v. 51, n. 16, pp. 4693–4706, 2003. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00187-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00187-3)
- [44] 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, pp. 150–155, 2009. <http://dx.doi.org/10.4322/tmm.00503005>
- [45] WAGONER, R.H., KIM, J.H., SUNG, J.H., “Formability of advanced high strength steels”, *International Journal Material Forming*, v. 2, pp. 359–362, 2009. <https://doi.org/10.1007/s12289-009-0644-0>