

**Estudo da deformabilidade a frio da liga de alumínio AA6351****Study about cold workability of auminium alloy AA6351**

DOI:10.34117/bjdv6n6-389

Recebimento dos originais: 17/05/2020

Aceitação para publicação: 17/06/2020

**André Rosiak**

Engenheiro Metalúrgico pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS)  
Instituição: Laboratório de Transformação Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LdTM-UFRGS)

Endereço: Avenida Bento Gonçalves, 9500, Agronomia, Porto Alegre, RS, Brasil

E-mail: andre.rosiak@ufrgs.br

**Luana de Lucca de Costa**

Mestre em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).  
Instituição: Laboratório de Transformação Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LdTM-UFRGS)

Endereço: Avenida Bento Gonçalves, 9500, Agronomia, Porto Alegre, RS, Brasil

E-mail: luana.lucca@ufrgs.br

**Diego Rafael Alba**

Mestre em Engenharia de Minas  
Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS)  
Instituição: Laboratório de Transformação Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LdTM-UFRGS)

Endereço: Avenida Bento Gonçalves, 9500, Agronomia, Porto Alegre, RS, Brasil

E-mail: diego.alba@ufrgs.br

**Thomas Gomes dos Santos**

Mestre em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS)  
Instituição: Laboratório de Transformação Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LdTM-UFRGS)

Endereço: Avenida Bento Gonçalves, 9500, Agronomia, Porto Alegre, RS, Brasil

E-mail: thomasgomesdosantos@gmail.com

**Lirio Schaeffer**

Doutor em Conformação Mecânica pela Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule/Aachen/Alemanha  
Instituição: Laboratório de Transformação Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LdTM-UFRGS)

Endereço: Avenida Bento Gonçalves, 9500, Agronomia, Porto Alegre, RS, Brasil

E-mail: schaeffer@ufrgs.br

**RESUMO**

A análise da deformabilidade é um pré-requisito para a aplicação bem sucedida de um material em operações de forjamento a frio, sendo o diagrama de deformabilidade uma ferramenta importante que proporciona informações sobre a capacidade do material em ser deformado plasticamente sem a ocorrência de defeitos. Neste trabalho, o diagrama de deformabilidade da liga de alumínio AA6351 é construído a partir ensaios de compressão com atrito de amostras de diferentes geometrias. O critério de fratura é validado experimental e numericamente, utilizando o método de elementos finitos (FEM), através da análise de fratura em um processo de prensagem. Na condição analisada, o material apresenta alta deformabilidade e o diagrama de deformabilidade construído é capaz de prever com precisão o momento da fratura no processo de prensagem.

**Palavras-chave:** AA 6351, deformabilidade, forjamento a frio.

**ABSTRACT**

Workability analysis is essential for the successful application of a material in cold forging operations. The workability diagram provides information about the ability of the material to be plastically deformed without the occurrence of fractures. In this paper, the workability diagram of the AA 6351 is generated from the results obtained by compression tests with friction of samples with different geometries. The fracture criteria have been validated by experimental test and using the finite element method (FEM) in the analysis of fracture which occurs in heading process. The results shown that the AA 6351 has high workability and that the workability diagram obtained by compression tests is able to predict the occurrence of fractures in the heading process for the analyzed workability conditions.

**Keywords:** AA 6351, workability, cold forging.

**1 INTRODUÇÃO**

O forjamento a frio de ligas de alumínio tornou-se bastante atrativo e tem alcançado novos mercados nos últimos anos por ser um metal leve, resistente a corrosão e de boa deformabilidade [1]. Na indústria automobilística, por exemplo, componentes de alumínio forjado a frio estão substituindo peças de ferro fundido, resultando em uma redução de peso de mais de 60% [2]. Além disso, devido a sua elevada ductilidade, as ligas de alumínio são amplamente empregadas na produção de peças com geometrias complexas.

Os componentes de alta complexidade de forma são obtidos em processos críticos e operações combinadas que podem ocasionar a falha do material, mesmo em ligas dúcteis, e garantir uma produção livre de defeitos e economicamente competitiva torna a análise da deformabilidade essencial na etapa de projeto. A deformabilidade é definida como a capacidade de um material ser deformado, em um processo de conformação específico, sem a ocorrência de defeitos. Na maioria dos processos de conformação mecânica, a deformabilidade é limitada pela ocorrência de fratura dúctil [3]. É comum associar este tipo de defeito

exclusivamente à ductilidade, uma propriedade única do material, contudo, os estados de tensão e de deformação, a velocidade de deformação e a temperatura tem influência tão significativa quanto as características do material no sucesso de uma operação de conformação. Dessa forma, o controle das condições de lubrificação e das geometrias da peça e das ferramentas que determinam os estados locais de tensão e deformação devem garantir condições favoráveis para o processamento [4].

Devido à natureza complexa da deformabilidade, não há um teste único que possa ser usado para avaliá-la. Além dos ensaios de tração, compressão e torção que estabelecem a ductilidade do material em uma condição padronizada, testes que simulem as condições do processo de interesse devem ser empregados. Uma das ferramentas de projeto mais úteis e bem-sucedidas é o diagrama de deformabilidade [5]. No diagrama, a linha limite de deformabilidade do material é apresentada em função das duas deformações principais que atuam na superfície do material, apontando as condições seguras de processamento.

O diagrama é construído a partir de ensaios de compressão com atrito. Esta técnica tem sido amplamente empregada por vários pesquisadores [6-13] por possibilitar o estudo de fraturas sob um estado combinado de tensões. Durante a compressão, devido ao atrito, ocorre o embarrilamento do cilindro que resulta no desenvolvimento de tensões trativas na direção circunferencial e uma diminuição na magnitude da tensão axial abaixo da média de resistência à compressão do material. Nos casos de barril severo, a tensão axial pode se tornar de tração. Através de variações geométricas da amostra e das condições de atrito, a severidade da curvatura do barril pode ser controlada [4]. Assim, uma variedade de estados de tensão e de deformação pode ser gerada nas regiões equatoriais dos cilindros comprimidos, fornecendo um teste apropriado para o estudo da fratura e diagnóstico de problemas de produção.

Para medição das deformações principais durante os ensaios, são gravadas grades na superfície das amostras, em meia altura, conforme a Figura 1.

Figura 1. Representação da marcação de grade para medição das deformações principais durante ensaio de compressão: (a) Condição Inicial e (b) Após compressão.

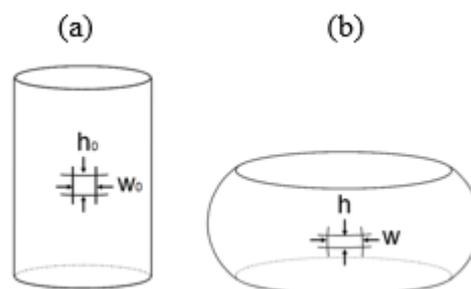


Figura 1. Representação da marcação de grade para medição das deformações principais durante ensaio de compressão: (a) Condição Inicial e (b) Após compressão.

Durante a compressão, o afastamento entre as linhas da grade é medido até o instante que é constatada a fratura. A partir dos valores das distâncias entre as linhas são calculadas as deformações longitudinal (compressiva),  $\varepsilon_z$ , e circunferencial (trativa),  $\varepsilon_\theta$ , de acordo com as equações:

$$\varepsilon_z = \ln \frac{h}{h_0} \quad (1)$$

$$\varepsilon_\theta = \ln \frac{w}{w_0} \quad (2)$$

Além do diagrama de deformabilidade, os resultados dos testes de compressão com atrito ainda permitem a análise das tensões superficiais desenvolvidas nas amostras e o entendimento do estado de tensão na fratura [5]. As equações de Levy-Mises que relacionam os incrementos da deformação plástica à tensão de um material isotrópico, em coordenadas cilíndricas, são:

$$d\varepsilon_r = d\lambda[\varepsilon_r - (\varepsilon_\theta + \varepsilon_z)/2] \quad (3)$$

$$d\varepsilon_\theta = d\lambda[\varepsilon_\theta - (\varepsilon_r + \varepsilon_z)/2] \quad (4)$$

$$d\varepsilon_z = d\lambda[\varepsilon_z - (\varepsilon_\theta + \varepsilon_r)/2] \quad (5)$$

O incremento de deformação equivalente,  $d\bar{\varepsilon}$ , e a tensão equivalente,  $\bar{\sigma}$ , são expressos por:

$$d\bar{\varepsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} [(d\varepsilon_r - d\varepsilon_z)^2 + (d\varepsilon_z - d\varepsilon_\theta)^2 + (d\varepsilon_\theta - d\varepsilon_r)^2]^{1/2} \quad (6)$$

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_r - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_r)^2]^{1/2} \quad (7)$$

onde  $d\varepsilon_r$ ,  $d\varepsilon_\theta$  e  $d\varepsilon_z$  são as deformações incrementais e  $\sigma_r$ ,  $\sigma_\theta$  e  $\sigma_z$  são as tensões nas direções  $\bar{r}$ ,  $\bar{\theta}$  e  $\bar{z}$ . Já  $d\lambda$  é uma constante de proporcionalidade que depende do material e do nível de deformação e é dada por  $d\bar{\varepsilon}/\bar{\sigma}$ . Para a área de superfície considerada, a tensão na direção  $r$  é nula e o estado da tensão se torna plano. Modificando as equações 3 e 5, os componentes de tensão durante a compressão podem ser calculados de acordo com as seguintes equações:

$$\sigma_z = \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}} \left( \frac{2\alpha+1}{\sqrt{\alpha^2+\alpha+1}} \right) \quad (8)$$

$$\sigma_\theta = \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}} \left( \frac{\alpha+2}{\sqrt{\alpha^2+\alpha+1}} \right) \quad (9)$$

Onde,  $\alpha = d\varepsilon_z/d\varepsilon_\theta$  é determinado graficamente a partir das trajetórias de deformação calculadas durante o teste de compressão. A tensão efetiva,  $\bar{\sigma}$ , é obtida utilizando a curva de escoamento do material.

Nas equações 8 e 9, a razão entre as tensões  $\sigma_\theta$  e  $\sigma_z$  é definida como:

$$\frac{\sigma_\theta}{\sigma_z} = \frac{\alpha+2}{2\alpha+1} \quad (10)$$

Na deformação homogênea  $\alpha = -2$  e a razão entre as tensões se torna zero. Consequentemente, a tensão circunferencial torna-se zero e nenhuma fratura ocorre neste caso.

Neste estudo, em acordo com a literatura apresentada, é investigada a deformabilidade a frio da liga de alumínio AA 6351, para tanto, o diagrama de deformabilidade do material é construído com base em resultados de diferentes ensaios de compressão com atrito. Ainda, são definidos procedimentos experimentais para análise da deformabilidade de materiais dúcteis e avalia a influência dos estados de tensão na ocorrência de fraturas dúcteis.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras utilizadas em todos os ensaios foram usinadas a partir de barras laminadas da liga de alumínio AA 6351-T6 com 25,4mm de diâmetro. A composição química da liga é apresentada na tabela 1. A composição está dentro da faixa nominal encontrada na literatura, sendo uma liga Mg e Si da classe 6XXX [14].

Tabela 1. Resultado da análise química da liga AA6351 (% em massa).

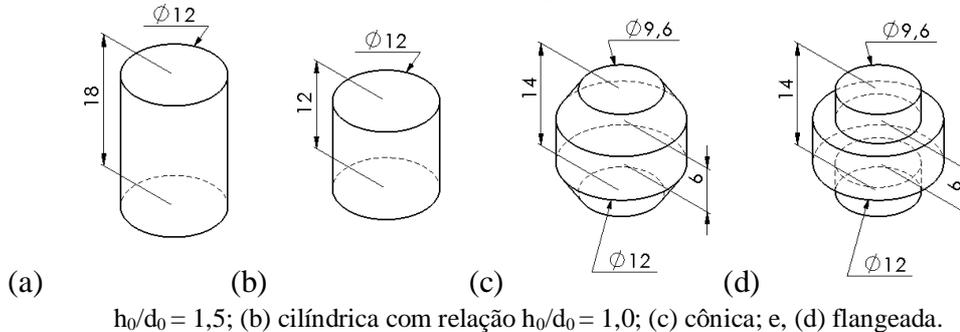
Al	Si	Fe	Mg	Mn	Ti	Zn	Cu
97,05	1,12	0,31	0,42	0,46	0,039	0,01	0,07

Inicialmente, a curva de escoamento do material foi obtida por ensaio de compressão de amostras cilíndricas de 15mm de altura e 10mm de diâmetro realizado entre matrizes planas e com aplicação teflon entre a peça e as ferramentas.

O coeficiente de atrito,  $\mu$ , foi determinado pelo ensaio de compressão do anel. Amostras com altura de 8mm e diâmetros externo e interno de 24mm e 12mm, tiveram 3 diferentes reduções em altura, 20, 40 e 50%. Os ensaios foram executados na mesma prensa onde foram realizados os testes de compressão, descritos em seguida, e as matrizes não foram lubrificadas.

Os ensaios de compressão para determinação do diagrama de deformabilidade foram realizados em uma prensa hidráulica marca EKA® com capacidade de 400kN e velocidade de 2mm/s. A figura 2 mostra as geometrias utilizadas nos ensaios. Além de amostras cilíndricas com diferentes razões entre a altura e o diâmetro iniciais ( $h_0/d_0$ ), amostras com geometrias pré-embarilhadas por usinagem também foram testadas permitindo uma avaliação mais ampla da influência dos estados de tensão e deformação na ocorrência de fratura.

Figura 2. Representação das amostras utilizadas nos ensaios de compressão para determinação do diagrama de deformabilidade da liga AA 6351: (a) cilíndrica com relação



Utilizando a marcação eletrolítica, uma grade de círculos com diâmetro de 2,3mm foi gravada na superfície das amostras para medição das deformações principais. Nos ensaios, foram aplicados incrementos de redução em altura de 0,5 mm até o instante em que a fratura foi observada a olho nu. A cada incremento de deformação a variação das dimensões da grade foi medida em um microscópio invertido OLYMPUS DP-GX-51 utilizando o aumento de 50x através do software de captura de imagens AnalySIS®.

Todos os ensaios foram simulados numericamente por elementos finitos. As informações referentes a curva de escoamento e as condições de atrito do processo obtidas experimentalmente foram inseridas no software Simufact Forming 15.0, e simulações tridimensionais foram realizadas, com malha formada por elementos triangulares de 0,5mm.

Por fim, o processo de prensagem foi utilizado para validar os resultados e verificar se o critério desenvolvido foi capaz de prever o momento da fratura do material. O processo foi realizado na mesma prensa onde foram realizados os ensaios de compressão. A lubrificação foi realizada com estearato de zinco aplicado nas ferramentas e na geratriz. O ensaio do anel foi utilizado para definir o coeficiente de atrito nesta condição. Assim como as amostras de compressão, a geratriz utilizada na prensagem teve a superfície marcada com uma grade para medição das deformações superficiais principais. A marcação foi realizada na região da peça submetida à expansão radial gerada pela ação compressiva do punção. A variação nas dimensões da grade superficial foi medida até o momento em que a fratura da peça foi detectada. Os resultados práticos ainda foram comparados a resultados obtidos via simulação numérica.

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

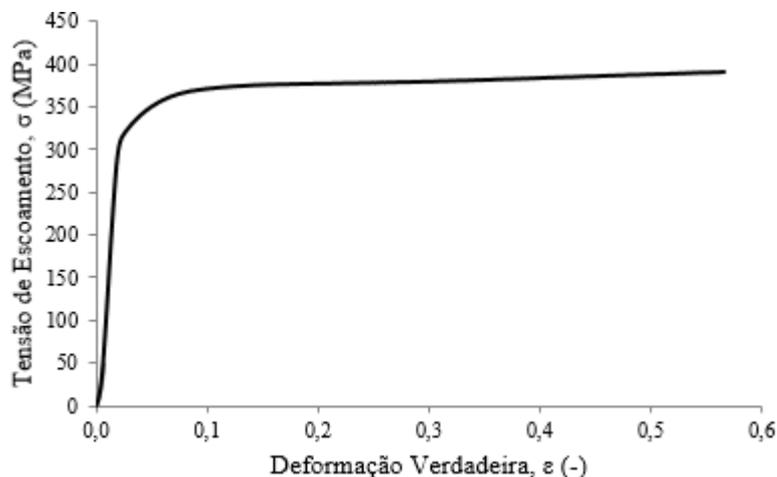
### 3.1 CURVA DE ESCOAMENTO

A curva de escoamento da liga de alumínio AA6351-T6, obtida experimentalmente, à temperatura ambiente, é mostrada na Figura 3.

Nesta condição, o limite de escoamento do material é de 305 MPa e a curva obtida está de acordo com a encontrada na literatura (CHRISTIANSEN, 2017). Os resultados foram plotados em escalas logarítmicas para determinar o coeficiente de encruamento,  $n$ , e o coeficiente de resistência  $k$ . Assim, a equação de Hollomon que descreve o comportamento mecânico do material quando deformado a frio pode ser expressa por:

$$\sigma = 410,2 \cdot \varepsilon^{0,056} \quad (11)$$

Figura 3. Curva de escoamento a frio da liga de alumínio AA6351.



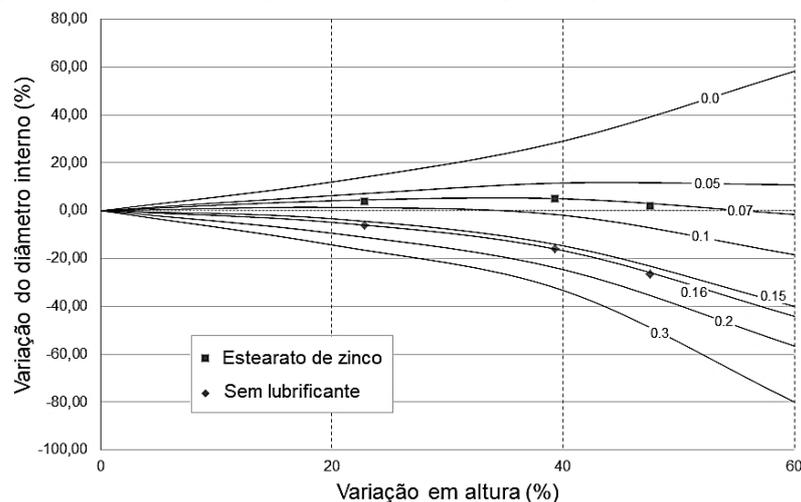
A equação 11 permite que seja estimada a força necessária para o forjamento a frio do material, indica as propriedades mecânicas das amostras conformadas, e, ainda, possibilita a caracterização do comportamento do material através de análise numérica, por elementos finitos.

Quando comparada as propriedades mecânicas de aços, a liga de alumínio AA 6351 apresenta resistência inferior. Do ponto de vista da deformabilidade isso é benéfico, uma vez que para maiores resistências as tensões necessárias para a fratura são alcançadas facilmente. A tensão de escoamento ainda determina as tensões que atuam nas ferramentas, podendo limitar a complexidade geométrica da peça, já que elementos complexos levam a um aumento da tensão, podendo exceder a resistência do material da ferramenta.

### 3.2 DEFINIÇÃO DAS CONDIÇÕES DE ATRITO

O atrito foi quantificado em termos do coeficiente de atrito,  $\mu$ . As curvas de calibração do ensaio do anel para a liga AA6351, obtidas via elementos finitos, são mostradas na Figura 4. Quando os valores experimentais são ajustados nas curvas os valores dos coeficientes de atrito são definidos como 0,16 na condição não lubrificada, empregada nos ensaios de compressão, e 0,07 para lubrificação com estearato de zinco.

Figura 4. Curvas de calibração do ensaio do anel para a liga de alumínio AA6351.



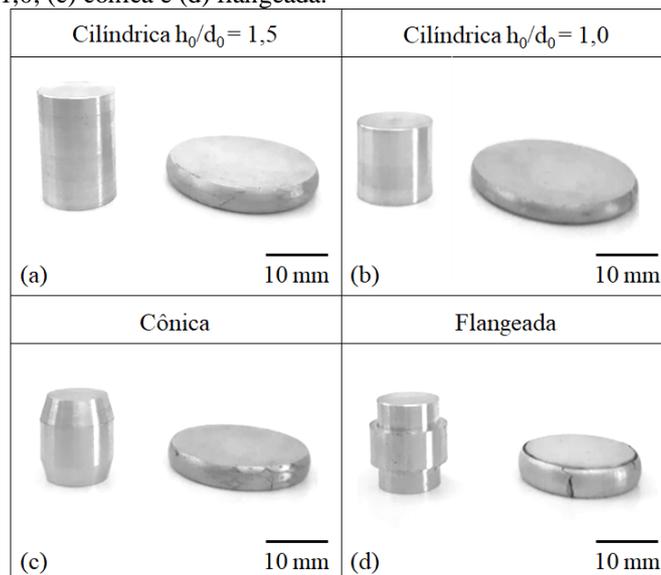
O atrito tem papel fundamental na realização dos ensaios de compressão para determinação do diagrama de deformabilidade, intensificando as tensões circunferências de tração que acarretam a fratura superficial [4]. Para que os resultados numéricos sejam

empregados em uma análise precisa dos ensaios experimentais, os valores dos coeficientes de atrito utilizados nas simulações devem quantificar com grande confiabilidade a condição real [16]. Os resultados numéricos demonstraram que o valor do coeficiente de atrito de 0,16, definido pelo ensaio do anel, foi capaz de refletir a condição real apenas para os ensaios de compressão com amostras cilíndricas. Dessa forma, para definir as condições de atrito desenvolvidas durante a compressão das amostras cônica e flangeada foi utilizada a análise inversa [17] do processo via simulação numérica, assim, foi verificado que para as amostras pré-embarriladas o atrito é mais elevado e o coeficiente de atrito é de 0,22 para ambas as geometrias. Esses resultados estão de acordo com a literatura [18] que mostram condições de atrito mais severas em amostras não cilíndricas, ou seja, com geometria pré-abaulada.

### 3.3 ANÁLISE DA FRATURA DÚCTIL

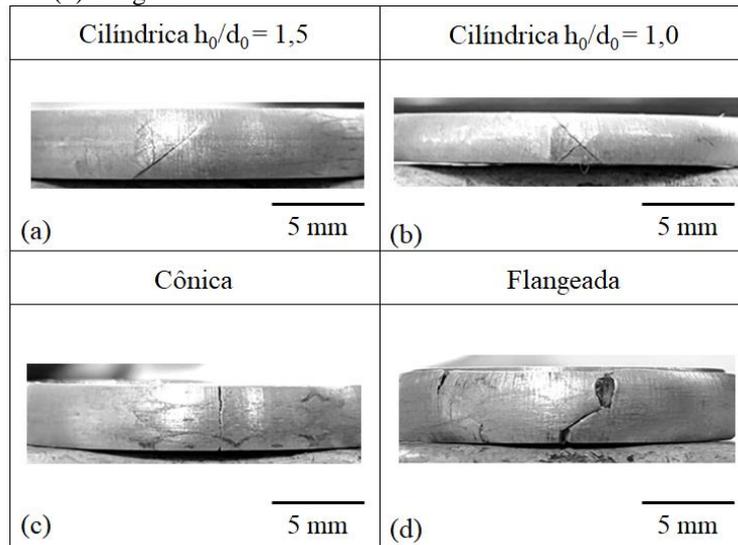
Os ensaios de compressão foram realizados até o momento em que a fratura foi observada a olho nu. Como as trincas se propagam muito rapidamente, o instante em que ocorre a detecção da fissura é muito próximo daquele em que a trinca realmente foi iniciada, como menciona a literatura [5]. A figura 5 mostra as amostras antes e após a realização dos testes de compressão. A redução em altura das amostras cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,5$ , cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,0$ , cônica e flangeada foi de 78,3%, 77,0%, 72,8% e 66,2% respectivamente.

Figura 5. Amostras de compressão antes e após os ensaios de compressão: (a) cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,5$ ; (b) cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,0$ ; (c) cônica e (d) flangeada.



A Figura 6 mostra as trincas superficiais das amostras após o ensaio de compressão com atrito. As amostras cilíndricas apresentaram trincas a 45° da superfície, diferente das amostras embarrilhadas artificialmente por usinagem. A trinca da amostra cônica é longitudinal enquanto a amostra flangeada apresentou trincas mistas, que variam entre uma propagação vertical e oblíqua.

Figura 6. Fratura superficial das amostras de compressão: (a) cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,5$ ; (b) cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,0$ ; (c) cônica e (d) flangeada.



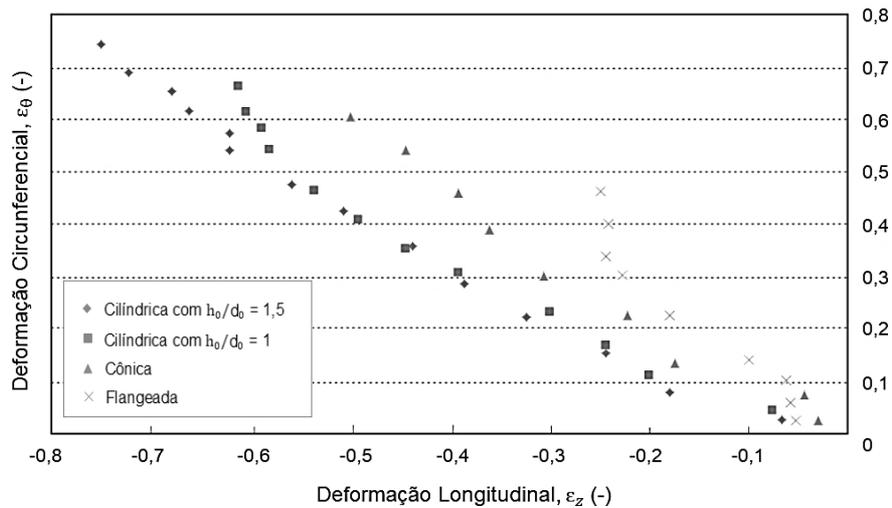
No forjamento a frio, a fratura dúctil pode ocorrer na forma de trincas na superfície livre, trincas na superfície em contato com a ferramenta e trincas internas [19]. As amostras da Figura 6 apresentam trincas na superfície livre. Estes defeitos são característicos de operações como recalque, prensagem e extrusão radial. São fraturas externas que ocorrem na meia altura da superfície em expansão durante a compressão [20]. O diagrama de deformabilidade proposto neste trabalho é uma ferramenta útil na previsão deste tipo de defeito [5].

O aspecto macroscópico destas fraturas superficiais depende fundamentalmente das condições de atrito na interface peça-ferramenta e da geometria inicial da amostra [21]. Segundo KUHN [4] o material e a direcionalidade da microestrutura também podem ter influência sobre a forma da trinca.

### 3.4 DIAGRAMA DE DEFORMABILIDADE

As trajetórias de deformação determinadas experimentalmente são mostradas, em termos das deformações superficiais principais, na Figura 7.

Figura 7. Trajetórias de deformação obtidas para a liga de alumínio AA6351.

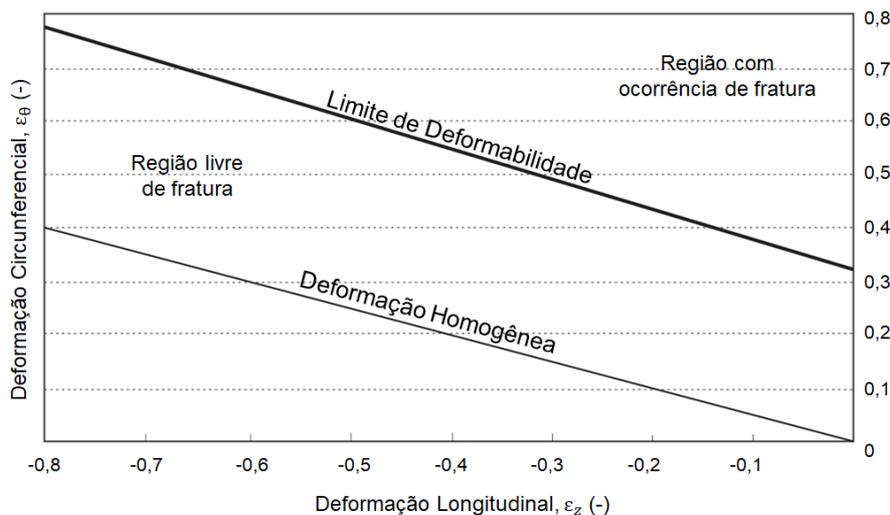


Nas superfícies livres das amostras comprimidas as deformações consistem em deformações circunferenciais, trativas e longitudinais, compressivas. Para compressão sem atrito, denominada deformação homogênea, a deformação de tração é igual a metade da deformação de compressão e a inclinação da trajetória de deformação é igual a -0,5. Nessa condição, teoricamente, os mecanismos de fissuração não podem ocorrer [4].

A proporção entre as deformações principais e, conseqüentemente, das trajetórias de deformação obtidas nos ensaios de compressão são afetadas pelo atrito e pela geometria inicial das amostras [18]. Quando maior o atrito na interface peça-ferramenta e menor a relação  $h_0/d_0$ , maior a inclinação da trajetória de deformação.

Devido ao atrito, os caminhos de deformação das amostras cilíndricas desviaram da inclinação da deformação homogênea. A redução da razão entre as dimensões iniciais,  $h_0/d_0$ , de 1,5 para 1,0 levou a um leve aumento desta inclinação. Nas amostras cônica e flangeada, ao efeito do atrito soma-se o efeito do pré-embarrelamento das amostras tornando o aumento da inclinação mais significativo. A geometria flangeada apresenta o caminho de deformação com maior inclinação entre as amostras testadas. Este comportamento é muito semelhante ao encontrado em ensaios de tração axial, uma vez que a superfície da amostra é submetida a uma alta tensão circunferencial desde o início. A inclinação mais suave da trajetória de deformação da amostra cônica se assemelha a um comportamento entre os testes de tensão e compressão [18]. Em qualquer uma das trajetórias, a inclinação aumenta conforme o ponto de medição se aproxima do ponto de fratura.

Figura 8. Diagrama de deformabilidade da liga de alumínio AA6351.



A união dos valores das deformações principais no momento da fratura estabelece a linha limite de deformabilidade mostrada na Figura 8. Para a maioria dos materiais deformados a frio esta linha é paralela à trajetória de deformação característica da compressão homogênea, apresentando inclinação de -0,5 [4]. O limite de deformabilidade, ainda, pode assumir uma forma mais distinta, consistindo em duas linhas de inclinações diferentes, como é o caso, por exemplo, do aço CC 35 [22]. A linha limite de deformabilidade da liga AA6351 apresentou inclinação de -0,559, desviando levemente da deformação homogênea. Dessa forma, a linha que estabelece o limite de deformabilidade desta liga pode ser expressa a partir da equação:

$$\varepsilon_{\theta f} = 0,329 - 0,559\varepsilon_{zf}$$

Onde,  $\varepsilon_{\theta f}$  e  $\varepsilon_{zf}$  são, respectivamente, as deformações circunferencial e longitudinal na fratura. O valor de 0,329 corresponde à intersecção da linha na ordenada e representa o valor de deformação circunferencial,  $\varepsilon_{\theta}$ , em condições de deformação plana, onde  $\varepsilon_z = 0$ . Quanto maior esse valor, maior a deformabilidade do material. Materiais comumente utilizados no forjamento a frio como AISI 1045, AISI 1020 e AISI 303 apresentam valores a 0,29, 0,32 e 0,18, respectivamente [4]. Estes valores são muito próximos do encontrado para o material AA6351, atestando a aptidão da liga AA6351 para esta aplicação.

A dispersão dos dados experimentais apresentados na figura 7 dificulta a determinação da inclinação das trajetórias de deformação. Ajustes das curvas, onde os caminhos de

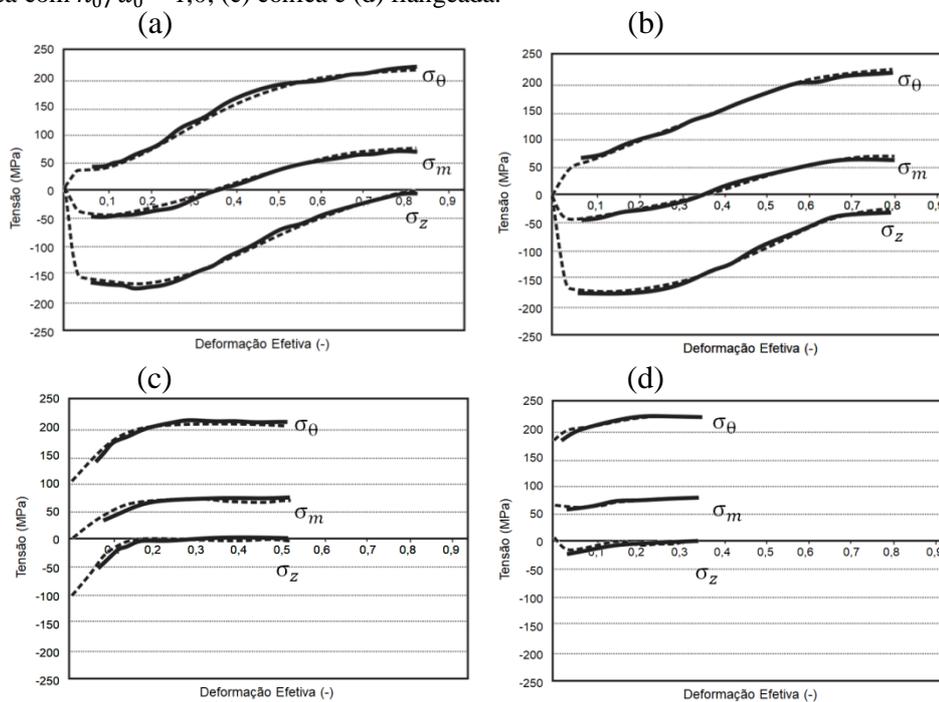
deformação foram aproximados por equações de segundo grau, listadas na tabela 2, foram realizados.

Tabela 2. Equações que descrevem as trajetórias de deformação para as amostras ensaiadas.

Amostra	Equação
Cilíndrica com $h_0/d_0 = 1,5$	$\varepsilon_\theta = 0,638\varepsilon_z^2 - 0,523\varepsilon_z - 0,009$
Cilíndrica com $h_0/d_0 = 1$	$\varepsilon_\theta = 1,260\varepsilon_z^2 - 0,178\varepsilon_z + 0,037$
Cônica	$\varepsilon_\theta = 1,224\varepsilon_z^2 - 0,586\varepsilon_z - 0,024$
Flangeada	$\varepsilon_\theta = 4,968\varepsilon_z^2 - 0,211\varepsilon_z - 0,041$

O conhecimento do histórico experimental de deformações plásticas, expressa pelas equações da tabela 2, permite a avaliação da evolução dos componentes de tensão e deformação, como mostra a figura 9. As linhas contínuas apresentam os valores obtidos experimentalmente, calculados através das equações 8 e 9, enquanto os valores pontilhados referem-se aos resultados obtidos via simulação numérica.

Figura 9. Evolução dos componentes de tensão circunferencial,  $\sigma_\theta$ , longitudinal,  $\sigma_z$ , e hidrostática,  $\sigma_m$ , em função da deformação efetiva,  $\bar{\varepsilon}$ , durante a compressão de amostras (a) cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,5$ ; (b) cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,0$ ; (c) cônica e (d) flangeada.



A variação das tensões superficiais apresenta comportamento semelhante para as diferentes amostras testadas. À medida que a deformação efetiva aumenta, o módulo das

tensões de tração aumenta, enquanto o da tensão de compressão diminui. Consequentemente, o componente de tensão hidrostático, definido como  $\sigma_m = (\sigma_\theta + \sigma_z)/3$ , torna-se cada vez mais trativo, o que gera uma alta tendência a fratura. No momento da fratura, os valores de tensão hidrostática variaram entre 67 e 75 MPa para as diferentes amostras testadas.

Apesar do comportamento semelhante dos componentes de tensão, o nível de deformação efetiva alcançado antes da fratura variou consideravelmente. A amostra cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,5$  obteve o melhor resultado, atingindo uma deformação efetiva superior a 0,83 antes da fratura, enquanto a amostra flangeada, com o pior resultado, não ultrapassou uma deformação efetiva de 0,37.

As amostras cilíndricas apresentam, inicialmente, tensão média compressiva e apenas para deformações efetivas superiores a 0,35 as tensões de tração predominam na superfície do material, sendo este o motivo pelo qual níveis de deformação efetiva mais elevados tenham sido alcançados antes da ocorrência de fratura. Por outro lado, as amostras cônica e flangeada, desde o início da compressão, experimentam um estado de tensão trativo, com tensões circunferenciais elevadas e tensões longitudinais de baixa magnitude. Dessa forma, o estado de tensão que produz as condições para a nucleação de trincas é alcançado mais rápido, ocasionando a fratura prematura das amostras.

Estes resultados demonstram que na conformação sob tensão compressiva graus de deformação significativamente mais altos podem ser alcançados, em comparação a processos de deformação dominados por tensão de tração. Ou seja, para um determinado material, temperatura e velocidade de deformação, quanto maior a tensão média ou hidrostática compressiva, melhor a deformabilidade do material [23].

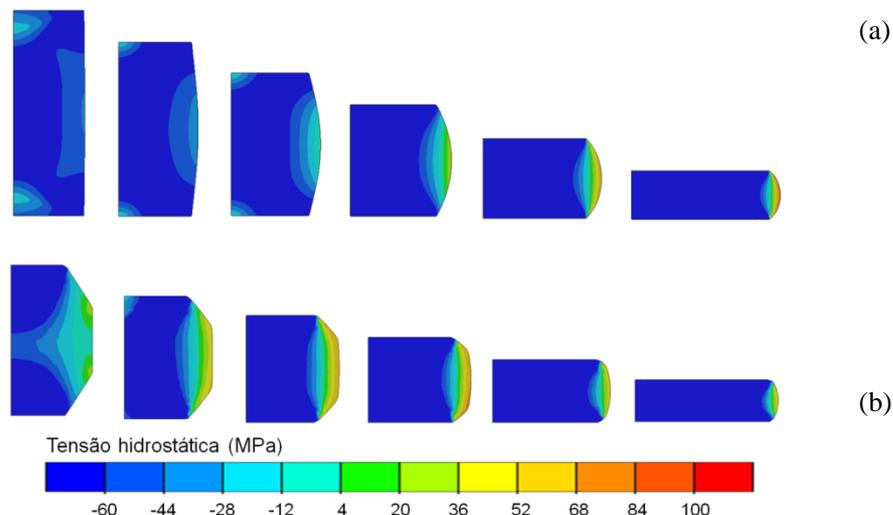
KUDO e AOI (1967) relacionaram o modo de fratura superficial com as tensões longitudinais desenvolvidas na superfície de amostras submetidas à compressão. Segundo o estudo, trincas longitudinais são características de tensões longitudinais compressivas, enquanto trincas oblíquas ocorrem quando as tensões longitudinais são de tração.

Observando os componentes de tensão mostrados na figura 9, é possível verificar que, no momento da fratura, os componentes de tensão longitudinal das amostras cilíndricas são compressivos, enquanto os das amostras cônica e flangeada são trativos. Dessa forma, o aspecto das trincas encontradas na compressão da liga AA 6351 (figura 6) nas amostras cilíndricas e cônica estão de acordo com o resultado encontrado por KUDO e AOI. Contudo, o resultado da amostra flangeada diverge do encontrado na literatura. Acredita-se que o desencontro entre este resultado e os presentes na literatura está associado a características do

material, uma vez que os estudos que descrevem o modo da fratura abordam exclusivamente ligas de aços.

Os resultados experimentais e obtidos por simulação numérica apresentaram boa concordância, com discrepâncias que não ultrapassam 10% em nenhum ponto dos gráficos. Dessa forma, a análise numérica pode ser utilizada para análise dos estados de tensão desenvolvidos nas amostras durante os ensaios. A figura 10 mostra a evolução das tensões hidrostáticas das amostras cilíndrica ( $h_0/d_0 = 1,5$ ) e cônica até o momento da fratura.

Figura 10. Variação da tensão hidrostática durante compressão nas amostras: (a) cilíndrica e (b) cônica.



Inicialmente, o estado de tensão na amostra cilíndrica é predominantemente compressivo. Contudo, à medida que o embarrilamento acentua-se é possível verificar que a tensão hidrostática na superfície altera-se, enquanto, o restante do volume tem seu estado de tensão praticamente inalterado. A superfície passa a sofrer tensões trativas, que se intensificam com o avanço da deformação, acarretando a fratura nesta região. Uma vez que a amostra cônica apresenta um embarrilamento prévio, desde os primeiros estágios de deformação a tensão média superficial é positiva. O que ocorre durante a compressão é apenas a concentração das tensões de tração na superfície e o aumento do seu módulo até a fratura superficial do material. Ainda, do ponto de vista mecânico, é importante notar que após a compressão a forma da amostra cônica é idêntica a cilíndrica, reforçando a ideia de que se comporta como uma amostra cilíndrica pré-embarrilada [18].

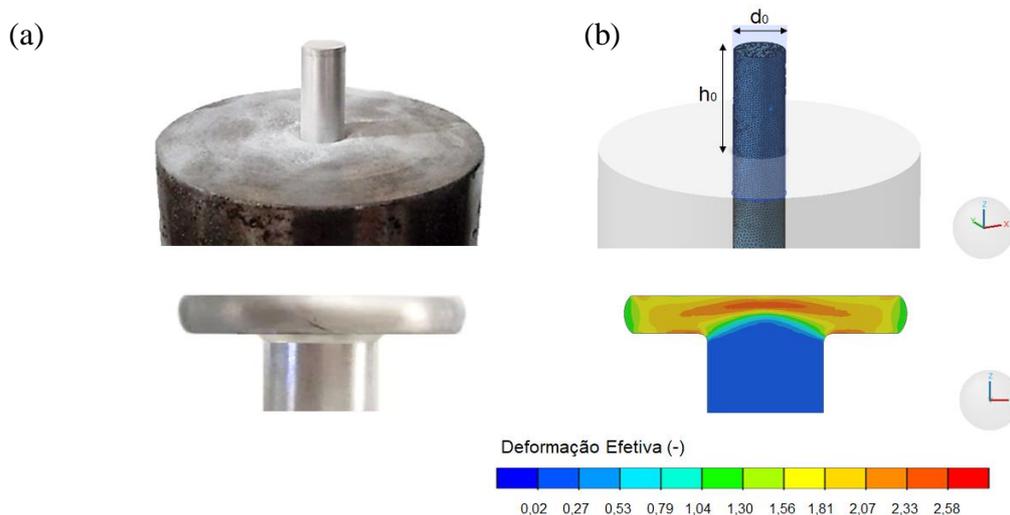
### 3.5 PROCESSO DE PRENSAGEM

O processo de prensagem foi utilizado para validação do diagrama de deformabilidade da liga AA 6351. No processo, uma geratriz cilíndrica com 70mm de comprimento e 13mm de diâmetro foi submetida a ação de um punção plano até o momento da fratura. A figura 11 mostra a geratriz posicionada na matriz antes da conformação e a peça final obtida.

Além da deformabilidade, a prensagem bem sucedida depende das dimensões iniciais da geratriz, que devem garantir que não ocorra flambagem durante a operação. Para que esta instabilidade geométrica não ocorra, a relação de prensagem deve ser mantida abaixo de 2,2 [24]. A relação de prensagem é expressa pela razão entre  $h_0/d_0$ , onde  $d_0$  é o diâmetro inicial da amostra e  $h_0$  corresponde a altura da porção da peça a ser deformada (figura 11). Para evitar qualquer instabilidade geométrica, a relação de prensagem foi de 2,0 no processo estudado.

As trajetórias de deformação no processo experimental, bem como da simulação numérica, foram plotadas no diagrama de deformabilidade mostrado na figura 10. O final da trajetória de deformação do processo de prensagem corresponde ao momento em que a fratura ocorreu. No diagrama da figura 12, este ponto está sobre a linha limite de deformabilidade, demonstrando que o diagrama foi capaz de prever com precisão o momento da fratura.

Figura 11. Geratriz posicionada na matriz de prensagem e peça final obtida (a) no processo real e (b) no software Simufact Forming 15.0.



Os resultados experimentais e numéricos apresentaram correlação satisfatória, validando a utilização do diagrama como critério de deformabilidade na análise numérica.

A Figura 13 mostra o resultado numérico da evolução da tensão hidrostática durante a prensagem. Apesar da boa condição de lubrificação, o estado de tensão na superfície da geratriz logo se torna trativo devido ao desenvolvimento de tensões de tração circunferenciais que aumentam até a fratura. No instante da fratura, o valor da tensão hidrostática é de 69MPa, dentro da faixa encontrada para fratura em todas as amostras de compressão testadas.

Figura 12. Trajetórias de deformação do processo de prensagem experimental e obtido por simulação numérica

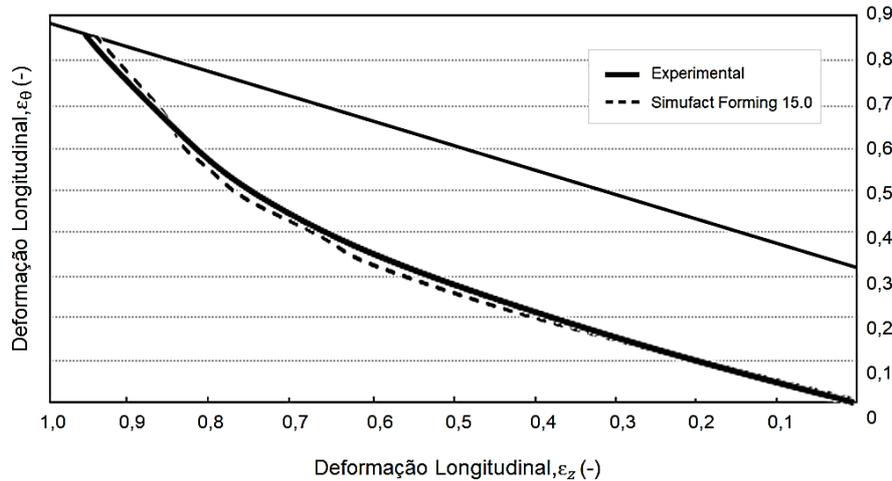
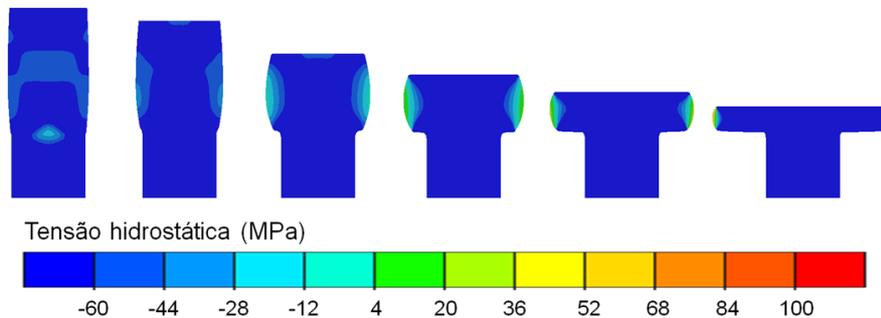


Figura 13. Variação da tensão hidrostática durante a operação de prensagem.



O diagrama de deformabilidade proposto neste trabalho é útil na etapa de projeto de uma peça forjada a frio, sendo utilizado como critério de deformabilidade, inclusive na análise numérica do processo. A simulação numérica é amplamente utilizada para prever defeitos nos processos de conformação mecânica, porém, apresenta limitações na previsão de ocorrência de fratura dúctil. Essas limitações podem ser eliminadas com a inserção do diagrama de deformabilidade que permitirá prever a ocorrência de trincas superficiais em processos de conformação a frio em que a deformabilidade é limitada por estes defeitos.

Ao se utilizar o diagrama de deformabilidade no projeto de uma peça forjada, o sucesso do projeto depende do ajuste da trajetória de deformação da operação de forjamento a frio abaixo da linha limite de deformabilidade. O restabelecimento da ductilidade do material, com a implementação de recozimento intermediário, com a divisão do processo em duas etapas, é uma alternativa para ajuste da trajetória de deformação. Entretanto, o aumento do número de etapas pode custar a viabilidade econômica do processo e a substituição do material por um de maior ductilidade pode ser necessária. Outras possibilidades ainda incluem modificações nas condições de lubrificação, ou no design das ferramentas e das pré-formas [5].

#### **4 CONCLUSÕES**

Uma preocupação importante em um processo de conformação mecânica é se peça desejada pode ser produzida sem que ocorra a falha no material de trabalho. Este aspecto torna a análise da deformabilidade imprescindível no projeto de um novo produto forjado. Desta forma, esse estudo concluiu que para a liga de alumínio AA 6351:

- O procedimento experimental proposto permitiu a determinação da linha limite de deformabilidade do material, bem como a análise inversa dos ensaios via simulação numérica, permitindo análises mais completas, através da quantificação de parâmetros importantes, que são difíceis de determinar de outra maneira;
- Sempre que comparados, os resultados numéricos e práticos convergiram, mostrando que os dados de entrada definidos experimentalmente e inseridos no software de simulação são confiáveis;
- A ocorrência de fratura foi relacionada com diferentes estados de tensão e deformação, permitindo a compreensão de que forma estes aspectos afetam a deformabilidade;
- A linha limite de deformabilidade do material estudado apresenta inclinação de  $-0,559$ . Este resultado está de acordo com o encontrado na literatura para a maioria dos materiais deformados a frio;
- De acordo com o diagrama de deformabilidade, a liga AA6351 apresenta excelente ductilidade, semelhante à de materiais amplamente utilizados em operações de forjamento a frio;
- O processo de prensagem foi utilizado para validar os resultados obtidos, revelando que o diagrama de deformabilidade pode ser utilizado como critério de deformabilidade no projeto de operações de forjamento a frio;

**REFERÊNCIAS**

INTERNATIONAL COLD FORGING GOUP, 40 Years History Document, Document No. 18/07, 2007.

HEXA RESEARCH, Cold Forged Products Market Size and Forecast, By Material (Stainless Steel, Aluminium, Copper), By Application (Industrial, Aerospace, Automotive, Building & Construction, Consumer Goods) And Segment Forecast, 2015 – 2025, 2019.

GOUVEIA, B.P.P.A., RODRIGUES, J.M.C., MARTINS, P.A.F., Ductile fracture in metalworking: experimental and theoretical research, *Journal of Materials Processing Technology* 101, 2000.

H. A. KUHN e P. W. LEE, A Fracture Criterion for Cold Forming, 1973.

DIETER, G. E., KUHN, H. A., SEMIATIN, S. L., Handbook of Workability and Process Design.

H. KUDO e K. AOI, Effect of Compression Test Conditions upon Fracturing of a Medium Carbon Steel—Study on Cold Forgability Test: Part II, *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, Vol 8, 1967.

HOFFMANN, A.L., The Use of Workability Test Results to Predict Processing Limits, *Proc. Symp. Relation between Theory and Practice of Metal Forming* (Cleveland, OH), Oct 1970, Plenum Press, 1971.

VUJOVIC, V.; SHABAIK, A. H.. A New Workability Criterion for Ductile Metals. *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 108, n. 3, p. 245-249, julho 1986.

KVAČKAJ T., Determination of ductile fracture criteria for bulk and PM materials, *Kovove Mater.* 52, 2014.

H. KUDO, K. SATO, e K. AOI, On Cold Forgability Test, *CIRP Ann.*, Vol XVI, 1968, p 309-318

D.C. SHAH, Use of Metallic Materials to Model the Flow and Fracture of Steel in Cold Upsetting, *Mechanical Working and Steel Processing XIV* (Dalton, IL), 23-24 Jan 1974, A. Marcantonio, Ed., AIME, p 285-300

B.S. LEVY AND T.E. FINE, Effect of Composition and Process Variables on Deformation in Simple Upsetting, *Mechanical Working and Steel Processing Conf. VI*, AIME, 1973, p 105-126

P.F. THOMASON, The Use of Pure Aluminum as an Analogue for the History of Plastic Flow, in *Studies of Ductile Fracture Criteria in Steel Compression Specimens*, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol 10, 1968, p 501-518.

V., MOHANAVELA, Mechanical behaviour of hybrid composite (AA6351+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Gr) fabricated by stir casting method, *Materials Today: Proceedings* 4 (2017) 3093–3101.

CHRISTIANSEN, P., Predicting the onset of cracks in bulk metal forming by ductile damage criteria, *Procedia Engineering* 207 (2017) 2048–2053.

ALTAN T., *Cold and Hot Forging Fundamentals and Applications*, ASM International Materials Park, 2005.

CHENOT, J., MASSONI, E., FOURMENT, L., Inverse Problems in Finite Element Simulation of Metal Forming Processes, *Eng. Comput.*, Vol 13 (No. 2/3/4), 1996, p 190–225.  
J. LANDRE, On the utilisation of ductile fracture criteria in cold forging, *Finite Elements in Analysis and Design* 39 (2003) 175–186.

HYUNKEE KIM and MASAHITO YAMANAKA, Prediction and elimination of ductile fracture in cold forgings using FEM simulations.

SACHS, G.; *Fundamentals of the working of metals*, Pergamon Press, London, 1954

VRIES, M.A.J., *Defects and defect avoidance in cold forging*, Eindhoven University of Technology Faculty of Mechanical Engineering, 1993.

KIVIVUORI, SEPPO ONNI JUHANI, *Simulation of Cold Formability for Cold Forming Processes*, Aalto University, School of Science and Technology, Finland.

BRIDGMAN P. W. *Studies in large plastic flow and fracture: With special emphasis on the effects of hydrostatic pressure*. Harvard University Press, Cambridge, Massachusetts, 1964.

LANGE, K., 1985, *Handbook of Metal Forming*, McGraw-Hill, New York.