

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

LUCAS MARCONDES RIBAS

ESTUDO COMPARATIVO ENTRE SEIS CRITÉRIOS DE RUPTURA NO
PROCESSO DE ESTAMPAGEM DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA
VIA SIMULAÇÃO NUMÉRICA

CURITIBA

2019

LUCAS MARCONDES RIBAS

ESTUDO COMPARATIVO ENTRE SEIS CRITÉRIOS DE RUPTURA NO
PROCESSO DE ESTAMPAGEM DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA
VIA SIMULAÇÃO NUMÉRICA

Dissertação apresentada como requisito para obter o título de Mestre em Engenharia Mecânica do curso de Mestrado em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia - Universidade Federal do Paraná, na área de concentração Manufatura.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes.

Coorientadores: Prof. Dr. Ravilson Antonio Chemin Filho e Prof. Dr. Sergio Fernando Lajarin.

CURITIBA

2019

R482e

Ribas, Lucas Marcondes

Estudo comparativo entre seis critérios de ruptura no processo de estampagem de aços avançados de alta resistência via simulação numérica [recurso eletrônico] / Lucas Marcondes Ribas, 2019.

Dissertação (mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia na Universidade Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Victor Prestes Marcondes

Coorientadores: Prof. Dr. Ravilson Antonio Chemin Filho e Prof. Dr. Sergio Fernando Lajarin

1. Estampagem (Trabalhos em metal). 2. Engenharia mecânica. I. Universidade Federal do Paraná. II. Marcondes, Paulo Victor Prestes. III. Chemin Filho, Ravilson Antonio. IV. Lajarin, Sergio Fernando. V. Título.

CDD 671.3




MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
SETOR SETOR DE TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO ENGENHARIA
MECÂNICA - 40001016040P5

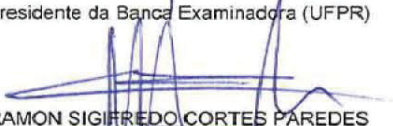
TERMO DE APROVAÇÃO

Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em ENGENHARIA MECÂNICA da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da Dissertação de Mestrado de **LUCAS MARCONDES RIBAS** intitulada: **ESTUDO COMPARATIVO ENTRE SEIS CRITÉRIOS DE RUPTURA NO PROCESSO DE ESTAMPAGEM DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA VIA SIMULAÇÃO NUMÉRICA**, após terem inquirido o aluno e realizado a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua APROVAÇÃO no rito de defesa.

A outorga do título de mestre está sujeita à homologação pelo colegiado, ao atendimento de todas as indicações e correções solicitadas pela banca e ao pleno atendimento das demandas regimentais do Programa de Pós-Graduação.

CURITIBA, 18 de Março de 2019.


PAULO VICTOR PRESTES MARCONDES
Presidente da Banca Examinadora (UFPR)


RAMON SIGIFREDO CORTES PAREDES
Avaliador Interno (UFPR)


GIUSEPPE PINTAUDE
Avaliador Externo (UTFPR)

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus que esteve presente em todos os momentos da minha vida me guiando nas minhas decisões.

A minha família por fornecer todas as condições necessárias para meu desenvolvimento educacional e sempre me estimular e motivar nos estudos.

A minha parceira Gabriella por sempre me motivar nos momentos difíceis e ser um exemplo de dedicação em todas as atividades que desempenho.

Aos meus professores Paulo Victor Prestes Marcondes, Sergio Fernando Lajarin e Ravilson Antonio Chemin Filho por todo auxílio e aprendizado fornecido durante meu desenvolvimento acadêmico.

À banca avaliadora que gentilmente se dispôs a colaborar de maneira construtiva na avaliação e melhoria deste trabalho.

RESUMO

Durante o desenvolvimento de uma geometria de uma peça automobilística obtida pelo processo de estampagem, demanda-se tempo e dinheiro com o estudo e *set up* de novos ferramentais. Uma das dificuldades é saber se o material escolhido terá conformabilidade suficiente para atingir as dimensões requeridas pelo projeto, por isso torna-se interessante a descoberta de um método que consiga simular precisamente tal questionamento. Uma classe de materiais que vem ganhando destaque no processo de estampagem é os aços avançados de alta resistência (AHSS – “*Advanced High Strength Steels*”). Os AHSS proporcionam excelente relação resistência/peso quando comparados aos aços convencionais de estampagem, o que é uma característica essencial com as constantes cobranças governamentais em relação à emissão de poluentes pelos automóveis. Os critérios de ruptura podem ser modelos matemáticos ou empíricos capazes de determinar para quais estados de tensão e deformação a fratura de um material terá seu início. Torna-se interessante achar um critério de ruptura que possa ser facilmente determinado e forneça uma boa capacidade de detecção da ruptura com precisão. Neste estudo, foram utilizados seis critérios de ruptura distintos. Cinco deles são classificados como do modo dano dúctil, os quais dependem da tensão triaxial e da deformação plástica para a fratura, e um deles depende somente das deformações nas direções principais, sendo chamado de curva limite de conformação (CLC). Utilizou-se de modelos computacionais via análise dos elementos finitos (FEA – “*Finit Element Analysis*”) para levantamento dos resultados. A conformabilidade foi avaliada na capacidade de penetração do punção mensurada pelo deslocamento do mesmo até a ruptura do material durante os ensaios. Alguns critérios de ruptura conseguiram fornecer erros de aproximação na faixa de 0,7-5%, o que os torna interessantes para uma implementação prática.

Palavras-chave: Estampagem. Critérios de Ruptura. Aços Avançados de Alta Resistência. Análise por Elementos Finitos.

ABSTRACT

During the development of an automobile part geometry obtained by the stamping process, time and money are required with process study and set up of new tooling. One of the difficulties is to know if the chosen material will have sufficient conformability to reach the dimensions required by the project, so it becomes interesting to discover a method that can accurately simulate such questioning. One class of materials that has gained prominence in the stamping process is the advanced high strength steels (AHSS). The AHSS provides excellent strength / weight ratio when compared to conventional stamping steels, which is an essential feature due to government's constant requirement regarding automobiles emissions. The failure criteria can be mathematical or empirical models capable of determining for which states of stress and strain the fracture of a material will start. It is interesting to find a failure criterion that can be easily determined and provides a good ability to detect the rupture accurately. In this study it was used six different failure criteria, five of them are classified as ductile damage model, they depend on the stress triaxiality and plastic strain to fracture, and one depends only on the deformations in the principle directions and is called the forming limit diagram (FLD). It was used computational models through finite element analysis (FEA) to collect the results. The formability was evaluated in the penetration height of the punch measured by the displacement of it until the rupture of the material during the tests. Some failure criterions have been able to provide approximation errors in the range of 0.7-5% which makes them interesting for practical implementation.

Keywords: Stamping. Failure Criteria. Advanced High Strenght Steels. Finit Element Analysis.

LISTA DE SIMBOLOS

<i>Símbolo</i>	<i>Definição</i>
e, e_1, e_2	<i>Deformação de engenharia</i>
$\varepsilon, \varepsilon_1, \varepsilon_2$	<i>Deformação verdadeira ou principal</i>
L, L_0, l, l_0	<i>Comprimento inicial e final</i>
ΔL	<i>Alongamento</i>
A	<i>Coefficiente de resistência</i>
n	<i>Coefficiente de encruamento</i>
r	<i>Coefficiente r de Lankford</i>
R	<i>Relações anisotrópicas da tensão de escoamento</i>
F, G, H, L, M, N	<i>Parâmetros anisotrópicos de Hill</i>
σ_v	<i>Tensão verdadeira</i>
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	<i>Tensões nas direções principais</i>
$\bar{\sigma}_f$	<i>Tensão equivalente para a fratura</i>
τ_{Max}	<i>Tensão de cisalhamento máxima</i>
p	<i>Primeiro invariante do tensor tensão ou pressão hidrostática</i>
q	<i>Segundo invariante do tensor tensão ou tensão equivalente</i>
r	<i>Terceiro invariante do tensor tensão</i>
η	<i>Tensão Triaxial ou Triaxilidade</i>
$\bar{\theta}$	<i>Ângulo de Lode</i>
μ	<i>Parâmetro de Lode</i>
D	<i>Critério de falha dúctil ou fator de dano</i>
$\bar{\varepsilon}_p$	<i>Deformação plástica equivalente</i>
$\bar{\varepsilon}_f$	<i>Deformação plástica equivalente para fratura</i>
$\hat{\varepsilon}_f$	<i>Envelope da fratura em termo da Deformação plástica equivalente</i>
f_1, f_2, f_3	<i>Funções simplificadoras para levantamento do critério de falha</i>
C_1, C_2, C_3	<i>Constantes de calibração dos critérios de ruptura</i>

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - DEFINIÇÃO DAS CATEGORIAS DE AÇO COM FAIXAS DE TENSÃO DE ESCOAMENTO E DUCTILIDADE.	19
TABELA 2 - MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES RESULTANTES PARA A PRIMEIRA GERAÇÃO DOS AHSS.....	22
TABELA 3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS DP.....	23
TABELA 4 - EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA COMPOSIÇÃO DOS AÇOS DP.	23
TABELA 5 - PROPRIEDADES MECÂNICAS PARA O AÇO DP600.....	61
TABELA 6 - VALORES DAS CONSTANTES DE CALIBRAÇÃO OBTIDAS POR HABIBI ET AL.(2017).....	66
TABELA 7 - DIFERENTES COMPOSIÇÕES DO AÇO DP600.....	74
TABELA 8 - PROFUNDIDADES DE ESTAMPAGEM OBTIDAS NOS EXPERIMENTOS. ...	77
TABELA 9 - COMPARAÇÃO ENTRE AS CONSTANTES DE CALIBRAÇÃO OBTIDAS POR HABIBI (2017) VS CONSTANTES OBTIDAS COM OS PARAMETROS DE LAJARIN (2012).	79
TABELA 10 - VALORES DE PROFUNDIDADE DE ESTAMPEGM OBTIDOS COM AS NOVAS CONTSTANTES DE CALIBRAÇÃO OBTIDAS COM OS DADOS DE LAJARIN (2012).....	83

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - RELAÇÃO TENSÃO X ALONGAMENTO PARA DIFERENTES CATEGORIAS DE AÇOS.	20
FIGURA 2 - CURVAS DE RESFRIAMENTO COM AS MICROESTRUTURAS DESENVOLVIDAS PARA A PRIMEIRA GERAÇÃO DOS AHSS.	21
FIGURA 3 - ILHAS DE MARTENSITA EM MATRIZ FERRITICA EM UM AÇO DP.	21
FIGURA 4 - PRINCIPAIS COMPONENTES ENVOLVIDOS EM UM PROCESSO DE ESTAMPAGEM.	25
FIGURA 5 - (a) OPERAÇÃO DE ESTIRAMENTO. (b) OPERAÇÃO DE EMBUTIMENTO. ...	25
FIGURA 6 - (a) DIAGRAMA DE DEFORMAÇÃO. (b) ESTIRAMENTO. (c) ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÕES. (d) ESTADO UNIAXIAL DE TENSÕES. (e) CISALHAMENTO PURO. (f) COMPRESSÃO UNIAXIAL.	27
FIGURA 7 - DIAGRAMA DE TENSÕES PRINCIPAIS NO PLANO DE DEFORMAÇÃO.	28
FIGURA 8 - A CURVA CLC COM SUAS REGIÕES SEGURA E DE FALHA (RUPTURA)...	29
FIGURA 9 – GEOMETRIA E DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA UTILIZADOS POR CHEMIN FILHO (2011) NO ENSAIO DE ESTAMPAGEM NAKAZIMA.	31
FIGURA 10 - CONFIGURAÇÕES DE MALHA CIRCULAR IMPOSTOS PELA NORMA EN ISO 12004-2, 2008.	32
FIGURA 11 - DIMENSÕES DA FERRAMENTA UTILIZADAS EM UM ENSAIO NAKAZIMA.	32
FIGURA 12 - EXEMPLO DE CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO OBTIDA EXPERIMENTALMENTE.	33
FIGURA 13 - O ENVELOPE DE FRATURA DE ACORDO COM O MÉTODO MMCO (a) PARA 3 DIMENSÕES (3D) e (b) O ENVELOPE DE FRATURA PARA O ESTADO BIDIMENSIONAL (2D) PARA UM ESTADO PLANO DE TENSÕES.	36
FIGURA 14 - ENVELOPE DA FRATURA OBTIDO PELO MÉTODO MMC PARA O AÇO TRIP 690.	40
FIGURA 15 - ENVELOPE DA FRATURA 3D OBTIDO PELO MÉTODO MSS PARA O AÇO.	41
FIGURA 16 - ENSAIOS PRÁTICO PARA OBTENÇÃO DA CURVA MMC REALIZADA POR.	42
FIGURA 17 - CURVAS DOS CRITÉRIOS JOHNSON-COOK (JC) E MMC PARA OS AÇOS	43
FIGURA 18 - CORPOS DE PROVA UTILIZADOS PARA CALIBRAÇÃO DO MODELO DE LOU E HUH : a) CP PARA TRAÇÃO.b) CP PARA CISALHAMENTO.c) CP PARA ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÃO.	45

FIGURA 19 - ENVELOPE DE FRATURA DO MÉTODO LOU E HUH PARA O AÇO DP980.	45
FIGURA 20 - CURVA DO CRITÉRIO OH ET AL PARA A LIGA 2024-T351.....	47
FIGURA 21 - CORPOS DE PROVA UTILIZADOS POR BAO (2004): (a) PARA COMPRESSÃO, CORPOS DE PROVAS CILINDRICA COM VARIADAS RELAÇÕES D/h. (b) PARA CISALHAMENTO + TRAÇÃO, CHAPA PLANA COM ENTALHES.....	48
FIGURA 22 - CORPOS DE PROVA UTILIZADOS PARA ENSAIO DE TRAÇÃO.	48
FIGURA 23 – REPRESENTAÇÃO DOS DIFERENTES ESTADOS DE TENSÃO PARA OS ENSAIOS REALIZADOS POR BAO (2004).	49
FIGURA 24 - MODELO DE ELEMENTOS FINITOS DE UM ENSAIO DE CISALHAMENTO PURO.	50
FIGURA 25 - HISTÓRICO TRIAXILIDADE X DESLOCAMENTO DOS ENSAIOS DE COMPRESSÃO REALIZADOS POR BAO (2004).....	51
FIGURA 26 - CURVA DEMONSTRANDO A RELAÇÃO $\sigma_f \times \eta$ PARA A LIGA DE ALUMÍNIO 2024-T351.	52
FIGURA 27 - SIMULAÇÃO NUMÉRICA VIA ELEMENTOS FINITOS NO SOFTWARE ABAQUS-CAE.	54
FIGURA 28 - O INÍCIO DE UMA TRINCA POR CRITÉRIO DE RUPTURA IMPLEMENTADO NO MODELO COMPUTACIONAL.	56
FIGURA 29 - FLUXOGRAMA DAS ETAPAS EXPERIMENTAIS.....	56
FIGURA 30 - DESENHO MECÂNICO DO FERRAMENTAL MODIFICADO DO ENSAIO NAKAZIMA.	58
FIGURA 31 - COMPONENTES UTILIZADOS NO MODELO COMPUTACIONAL E SUAS CARACTERÍSTICAS.	58
FIGURA 32 - MALHAMENTO UTILIZADO PARA A CHAPA NO MODELO COMPUTACIONAL.....	59
FIGURA 33 - GRÁFICO TENSÃO VERDADEIRA X DEFORMAÇÃO VERDADEIRA PARA O AÇO DP600.....	61
FIGURA 34 - REPRESENTAÇÃO DAS DIREÇÕES UTILIZADAS PARA ENSAIOS DE ANISOTROPIA.	62
FIGURA 35 - COMPARAÇÃO ENTRE PROFUNDIDADES DE ESTAMPAGEM EM SIMULAÇÕES COM: (a) COM PARAMETROS DE ANISTROPIA INSERIDOS (b) SEM PARAMETROS DE ANISTROPIA INSERIDOS.....	65
FIGURA 36 - ENVELOPES DE FRATURA OBTIDOS COM AS CONSTANTES DE CALIBRAÇÃO OBTIDAS POR HABIBI ET AL. (2017).....	69
FIGURA 37 - CURVA CLC OBTIDO POR CHEMIN FILHO (2011) PARA O AÇO DP600. ...	70

FIGURA 38 - HISTÓRICO DA FORÇA DE REAÇÃO DO PUNÇÃO PELO DESLOCAMENTO PARA A CARGA DE 58tf.	72
FIGURA 39 - ERROS OBTIDOS PELOS MODELOS COMPUTACIONAIS PARA A CARGA DE 58tf.....	72
FIGURA 40 - HISTÓRICO DA FORÇA DE REAÇÃO DO PUNÇÃO PELO DESLOCAMENTO PARA A CARGA DE 80tf.	73
FIGURA 41 - ERROS OBTIDOS PELOS MODELOS COMPUTACIONAIS PARA A CARGA DE 80tf.....	73
FIGURA 42 - HISTÓRICO DA FORÇA DE REAÇÃO DO PUNÇÃO PELO DESLOCAMENTO PARA A CARGA DE 130tf.	75
FIGURA 43 - ERROS OBTIDOS PELOS MODELOS COMPUTACIONAIS PARA A CARGA DE 130tf.....	76
FIGURA 44 - COMPARAÇÃO ENTRE OS RESULTADOS OBTIDOS.....	76
FIGURA 45 - HISTÓRICO DA TRIAXILIDADE PELO DESLOCAMENTO PARA O ENSAIO DE TRAÇÃO COMPUTACIONAL.....	79
FIGURA 46 - MODELO COMPUTACIONAL DO ENSAIO DE TRAÇÃO.....	80
FIGURA 47 - COMPARAÇÃO ENTRE ENVELOPES DE FRATURA DO CRITERIO MSS OBTIDOS COM AS CONSTANTES DE HABIBI ET AL. (2017) VS CRITERIO OBTIDO COM AS CONSTANTES OBTIDAS COM PARAMETROS DE LAJARIN (2012).....	81
FIGURA 48 - COMPARAÇÃO ENTRE ENVELOPES DE FRATURA DO CRITERIO OH ET AL. OBTIDOS COM AS CONSTANTES DE HABIBI ET AL. (2017) VS CRITERIO OBTIDO COM AS CONSTANTES OBTIDAS COM PARAMETROS DE LAJARIN (2012).....	81
FIGURA 49 - COMPARAÇÃO ENTRE PROFUNDIDADE DE AVANÇO DO PUNÇÃO PARA OS CRITÉRIOS OBTIDOS COM AS CONSTANTES OBTIDAS POR HABIBI (2017) VS CONSTANTES OBTIDAS COM PARAMETROS DO ENSAIO DE TRAÇÃO REALIZADO POR LAJARIN (2012).	82
FIGURA 50 - ERROS OBTIDOS PARA A CARGA DE 58 tf.	83
FIGURA 51 - ERROS OBTIDOS PARA A CARGA DE 80 tf.	84
FIGURA 52 - ERROS OBTIDOS PARA A CARGA DE 130 tf.	84

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

<i>AHSS</i>	<i>Aços Avançados de Alta Resistência</i>
<i>DP</i>	<i>Dual Phase</i>
<i>MC</i>	<i>Mohr-Coulomb</i>
<i>MMC</i>	<i>Mohr Coulomb Modificado (Modified Mohr Coulomb)</i>
<i>MSS</i>	<i>Tensão Cisalhante Máxima (Maximum Shear Stress)</i>
<i>CP</i>	<i>Corpo de prova</i>
<i>CLC</i>	<i>Curva Limite de Conformação</i>
<i>FLD</i>	<i>Forming Limit Diagram</i>

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	15
1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO	15
1.2 FORMULAÇÃO DO PROBLEMA.....	16
1.3 JUSTIFICATIVA	16
1.4 HIPÓTESES	17
1.5 OBJETIVO.....	17
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA	18
2.2 PROCESSOS DE ESTAMPAGEM.....	24
2.3 ANÁLISE DE TENSÕES E DEFORMAÇÕES	26
2.4 A CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO(CLC).....	29
2.5 O ENSAIO NAKAZIMA.....	30
2.6 O CRITÉRIO DO DANO DUCTIL	33
2.6.1 MODELO MOHR COULOB MODIFICADO	36
2.6.2 MODELO DA MÁXIMA TENSÃO CISALHANTE	41
2.6.3 MODELO DE JOHNSON-COOK.....	42
2.6.4 MODELO DE LOU E HUH	43
2.6.5 MODELO DE OH ET AL.....	46
2.7 ENSAIOS ENVOLVIDOS NA DETERMINAÇÃO DO ENVELOPE DE FRATURA $\epsilon_f \times \eta$	47
2.8 SIMULAÇÃO NUMÉRICA VIA MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS	52
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	55
3.1 IMPLEMENTAÇÃO DO MODELO COMPUTACIONAL	57
3.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL NO MODELO COMPUTACIONAL	60
3.2.1 PROPRIEDADES MECANICAS.....	60

3.2.2	PARAMETROS DE ANISOTROPIA	62
3.2.3	IMPLEMENTAÇÃO DO MODELO DANO DUCTIL	65
3.2.4	IMPLEMENTAÇÃO DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO	70
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	71
4.1	VALIDAÇÃO DAS CONSTANTES DE CALIBRAÇÃO	77
5	CONCLUSÃO	85
	REFERÊNCIAS.....	87

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO

A indústria automotiva é impulsionada pelas preferências do consumidor, regulamentações governamentais e pressões competitivas. As demandas ambientais, governamentais e de clientes para reduzir o consumo de combustível, melhorar a segurança do motorista, garantir a confiabilidade do produto e aumentar a acessibilidade, levaram a indústria automobilística e de fornecedores de materiais a desenvolver uma ampla gama de soluções para atender a esses requisitos. As soluções incluem: otimização do design do produto, incorporação de materiais leves e aplicação de processos de fabricação inovadores. Dentre os meios mais utilizados para redução do consumo de combustível estão: redução do peso do veículo, ferramentas aerodinâmicas, tecnologias de transmissão, re-design de motores, sistema de injeção e mecanismos de tração. Estudos apontam que uma redução de 30% no peso de um veículo reduz o seu consumo de combustível na faixa de 15-20%. Com o aumento de eficiência do motor, também ocorre uma redução dos gases de combustão emitidos. A carroceria é responsável por grande parte do peso total de um automóvel, portanto, torna-se interessante a redução de peso na mesma. A maioria das peças que compõem a carroceria são obtidas pelo processo de conformação mecânica denominado de estampagem.

A estampagem tem por finalidade a fabricação de peças a partir de chapas de aço planas. Nas últimas décadas, o aumento da concorrência e a crescente demanda por carros mais seguros, econômicos e menos poluentes exigiram das grandes montadoras, siderúrgicas e comunidade científica investimentos na pesquisa de novos aços para estampagem. O resultado dessas pesquisas foi o aumento significativo na utilização de aços avançados de alta resistência (AHSS) nos automóveis.

1.2 FORMULAÇÃO DO PROBLEMA

O emprego destes aços permite trabalhar com chapas mais finas, entretanto, o aparecimento de falhas neste material pode ser habitual em razão da diminuição da espessura. Sendo assim, há a necessidade do estudo do mecanismo de iniciação e execução das fraturas dúcteis em materiais metálicos. Durante a fase desenvolvimento de um produto, demanda-se tempo e dinheiro com o *set up* de ferramentas, dependendo da geometria do produto desejado, o material selecionado é incapaz de se conformar mecanicamente para atingir tal resultado. A determinação de um critério de ruptura que consiga descrever precisamente o mecanismo de fratura de um material é útil em tais situações de desenvolvimento de novas peças.

1.3 JUSTIFICATIVA

Encontrar um critério de ruptura que se aproxime dos mecanismos de fratura de um material envolve uma sequência enorme de ensaios sob diversas condições e esforços, que por muitas vezes necessitam de máquinas e equipamentos com custo elevado. Dentre os critérios de ruptura que serão utilizados neste estudo, há uma diferença nos procedimentos de obtenção, sendo alguns deles mais facilmente determinados do que outros, o que os torna interessantes caso a facilidade de obtenção combine com um erro de validação baixo

Uma implementação interessante em chão de fábrica para um critério de parada que pode ser implementado no processo de estampagem, é por meio do controle do deslocamento do punção, pois o movimento do mesmo é responsável por deformar plasticamente a chapa durante o processo até sua ruptura.

É possível a automação de uma prensa de estampagem com o percurso do punção limitado, a limitação imposta pode ser a distância total em que o mesmo pode percorrer durante os ensaios. Com um critério de falha com erros de aproximação baixos evitam-se gastos com *set up* e *tryouts* de ferramentas durante o processo, além de se fazer uma pré-avaliação se o material selecionado é capaz de fornecer as dimensões desejadas em projeto.

1.4 HIPÓTESES

O critério de ruptura com maior utilização no processo de estampagem é o critério da Curva Limite de Conformação (CLC), sendo esta obtida apenas em função das deformações. Alguns critérios que consideram maior números de propriedades mecânicas para sua obtenção, vêm sendo amplamente estudados por Wierzbicki et al, (Bai e Wierzbicki 2010) e Habibi et al. (Habibi, Ramazani e Prahl 2017). O critério do método Mohr-Coulomb Modificado (MMC) implementado em um modelo computacional via análise dos elementos finitos foi o critério que melhor se aproximou de resultados práticos obtidos na estampagem dos AHSS. Outros critérios de fácil obtenção também obtiveram uma aproximação razoável.

1.5 OBJETIVO

Comparar diversos critérios de ruptura e encontrar qual é capaz de prever a fratura em processos de estampagem de AHSS com erros experimentais na faixa de 1-5%.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Segundo Keeler (2014), novos padrões globais para a segurança veicular, economia de combustível e de escape emissões estão sendo rigorosamente exigidos pelas montadoras nos dias de hoje. Metas ambiciosas vem sendo negociadas para os próximos dez anos. Os fabricantes de automóveis estão à procura de projetos avançados e materiais que ajudam a atender a esses padrões exigentes. Um projeto de veículo atual deve equilibrar o desempenho, a segurança, a eficiência de combustível, o custo e o impacto no meio ambiente, mantendo os requisitos exigidos pelo consumidor final. Dentro dessas novas exigências os aços avançados de alta resistência (AHSS) oferecem uma excelente relação resistência/peso, o que é um atrativo para indústria. Os AHSS proporcionam melhor manufatura que os aços convencionais, pois fornecem um peso mais leve e permitem a obtenção de peças com geometrias complexas por processo de estampagem (Keeler, 2014).

A TABELA 1 resume as categorias de aços, fornecendo a sua faixa de tensão de escoamento e ductilidade. A tabela inclui os grupos dos aços doces, aços convencionais de alta resistência e primeira e segunda geração dos aços avançados de alta resistência.

TABELA 1 - DEFINIÇÃO DAS CATEGORIAS DE AÇO COM FAIXAS DE TENSÃO DE ESCOAMENTO E DUCTILIDADE.

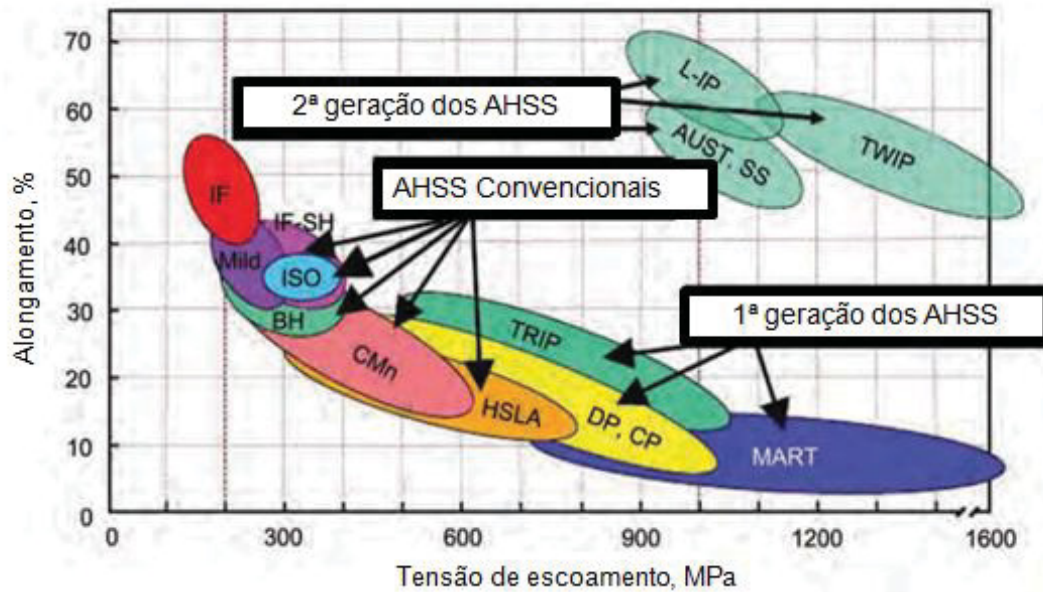
Categoria	Faixa de tensão de escoamento, MPa	Ductilidade, %	Classe
Aço Doce	<300	30- 45	Baixo-carbono, Livre de interstícios (IF).
Convencionais de alta resistência	300-800	10-45	Livre de interstícios –alta resistência (IF-HS), Isotrópico (ISO), bake-hardenable(BH), Carbono-Manganês (C-Mn), alta resistencia baixa liga (HSLA)
Avançados de alta resistência (1ª geração)	500-1600	5-30	Dual-Phase (DP), Transformação induzida por plasticidade (TRIP), complex-phase(CP), Martensítico (MS)
Avançados de alta resistência (2ª geração)	900-1600	45-70	Plasticidade induzida por twining (TWIP), aço inox austenítico (AUST-SS), aço leve com induzido por plasticidade (L-IP)

Fonte: Traduzido de Demeri (2013).

Os AHSS da primeira geração estão agrupados da seguinte maneira: Dual Phase (DP), Complex-Phase (CP), Ferritic-Bainitic (FB), Martensitic (MS or MART), Transformation-Induced Plasticity (TRIP), Hot-Formed (HF) e o Twinning Induced Plasticity (TWIP).

A FIGURA 1 classifica as diversas categorias de aços em função da tensão de escoamento e ductilidade. Nota-se um aumento considerável da tensão de escoamento para os AHSS da primeira geração quando comparados aos AHSS convencionais. Os AHSS da segunda geração fornecem os maiores valores de tensão de escoamento e ductilidade dentre todos os aços de estampagem, devido á sua alta resistência o processo de estampagem de tais aços por muitas vezes ocorre em temperaturas mais elevadas que as convencionais (Billur, 2012).

FIGURA 1 - RELAÇÃO TENSÃO X ALONGAMENTO PARA DIFERENTES CATEGORIAS DE AÇOS.



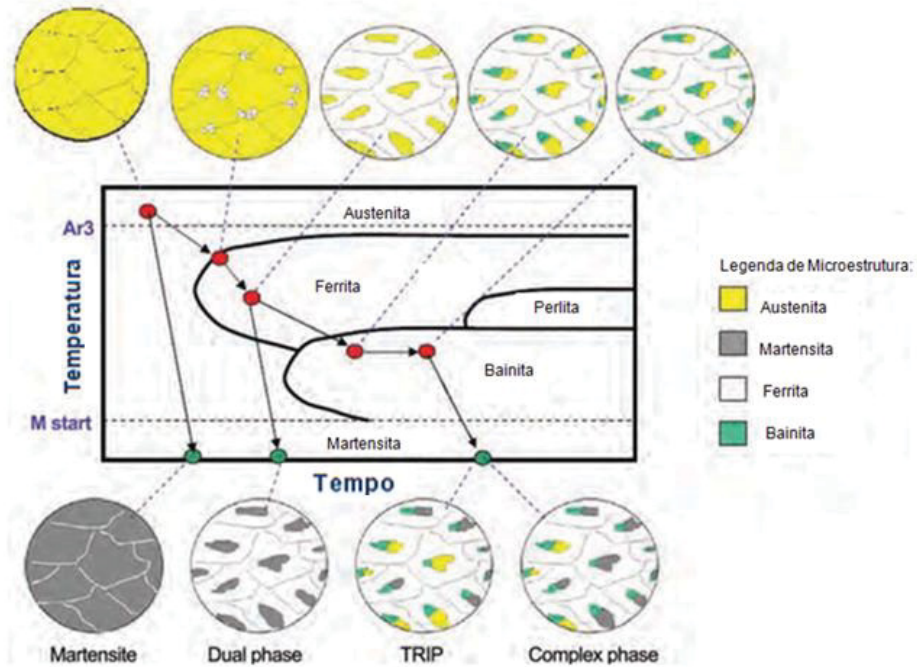
Fonte: (Demeri 2013)

Aços avançados de alta resistência são aços multifásicos que contêm matriz de ferrita e ilhas de martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida em quantidades e combinações suficientes para produzir as propriedades mecânicas desejadas. Eles são produzidos por ciclos térmicos não tradicionais e exibem uma combinação superior de alta resistência com boa conformabilidade e alta capacidade de encruamento.

A microestrutura duplex dos aços DP é composta por uma matriz de ferrita macia e entre 20 e 70% de fração volumétrica de martensita. A fração volumétrica de martensita determina o nível de resistência deste aço. Práticas especiais de tratamento térmico que engloba têmpera e revenido são usadas para gerar a fase de martensita.

A estrutura de fase dupla é produzida pela têmpera de aços de baixo carbono da região de fase ferrita + austenita para formar uma microestrutura de ilhas de martensita em uma matriz de ferrita. Essa microestrutura fornece aos aços DP a alta capacidade de encruamento e uma melhor conformabilidade em comparação com os aços HSLA.

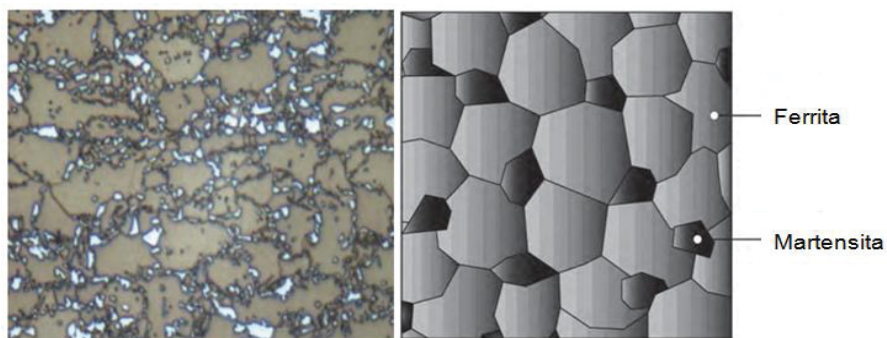
FIGURA 2 - CURVAS DE RESFRIAMENTO COM AS MICROESTRUTURAS DESENVOLVIDAS PARA A PRIMEIRA GERAÇÃO DOS AHSS.



Fonte: (Demeri 2013)

A microestrutura dupla dos aços DP é produzida por resfriamento controlado a partir da fase de austenita para produtos laminados a quente ou a partir de duas fases (ferrita-martensita) para recozimento contínuo laminado a frio e produtos revestidos por imersão a quente. A curva de resfriamento para a obtenção de um aço DP pode ser observada na FIGURA 2. A FIGURA 3 ilustra detalhadamente a microestrutura de um aço DP.

FIGURA 3 - ILHAS DE MARTENSITA EM MATRIZ FERRITICA EM UM AÇO DP.



Fonte: (Demeri 2013)

Em chapas laminadas a frio e a quente, esta microestrutura se desenvolve por recozimento intercrítico das chapas laminadas a frio seguido por têmpera à temperatura ambiente. A têmpera transforma a austenita na microestrutura ferrita-austenita em martensita. Isso produz a microestrutura de ferrita-martensita dos aços DP. A TABELA 2 resume a microestrutura e propriedade de cada sub-grupo dos AHSS da primeira geração.

TABELA 2 - MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES RESULTANTES PARA A PRIMEIRA GERAÇÃO DOS AHSS.

Sub-grupo de aços	Microestrutura	Propriedades
Dual Phase(DP)	Matriz ferrítica + 2ª fase Martensítica	Alta resistência, boa ductilidade, alto endurecimento por efeito BH.
Complex Phase (CP)	Ferrita fina + maior fração de martensita e perlita	Alta resistência, boa ductilidade
Transformação Induzida por plasticidade (TRIP)	Ferrita macia + Martensita dura e-ou bainita + >5% austenita retida	Maior combinação de resistência e ductilidade
Martensítico (MS)	100% Martensita	Alta resistência, baixa ductilidade, alto endurecimento por efeito BH.

Fonte: (Demeri 2013)

A TABELA 3 classifica a composição de C, Mn e Si presentes nos aços DP. Conforme mencionado na TABELA 4, o Mn endurece a matriz ferrítica por solução sólida e o Si é um promovedor da transformação ferrítica.

TABELA 3 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS DP.

Categoria de aço	Composição, % (max)		
	C	Mn	Si
FF 280 DP(a)	0.14	1.6	0.40
DP 450(a)	0.08	1.6	0.40
DP 500(a)	0.14	1.6	0.40
DP 600(a)	0.14	2.1	0.40
DP 780 Y450(a)	0.17	2.2	0.60
DP 780 LCE Y450(a)	0.10	2.0	0.40
DP 780 Y500(a)	0.17	2.2	0.60
DP 780 LCE Y500(a)	0.10	2.0	0.40
DP 980 LCE Y600(a)	0.11	2.9	0.70
DP 980 LCE Y660(a)	0.11	2.9	0.70
DP 980 Y700(a)	0.18	2.4	0.60
DP 980 LCE Y700(a)	0.11	2.9	0.70
DP 1180(a)	0.18	2.4	0.60
DP 600(b)	0.09	1.0	0.25
DP 780(b)	0.09	1.0	0.30

(a) Laminado à frio. (b) Laminado à quente.

Fonte: (Demeri 2013)

TABELA 4 - EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA COMPOSIÇÃO DOS AÇOS DP.

Elemento de liga	Efeito e razão da adição
C (0,06-1,5%)	Estabilizador da austenita, aumenta resistência da martensita, determina a distribuição das fases
Mn (1,5 -2,5%)	Estabilizador da austenita, endurecimento por solução sólida, retarda formação da ferrita
Si	Promove transformação da ferrita
Cr, Mo (até 0,4%)	Estabilizador da austenita, retarda transformação perlitica e bainitica
V (até 0,06%)	Redutor do tamanho de grão austenítico, favorece endurecimento por precipitação, formador de carbonetos
Nb (até 0,04%)	Redutor do tamanho de grão austenítico, Reduz temperatura Ms, formador de carbonetos e promove transformação ferrítica da austenita não recristalizada.

Fonte: Adaptado de Demeri (2013).

Os aços de fase dupla também podem exibir um efeito de endurecimento por *bake-hardening*, que é um aumento na resistência ao escoamento resultante de

pré-deformação e de um envelhecimento a temperaturas elevadas. Os aços de dupla fase são projetados para fornecer um limite de resistência à tração de 600 a 1000 MPa.

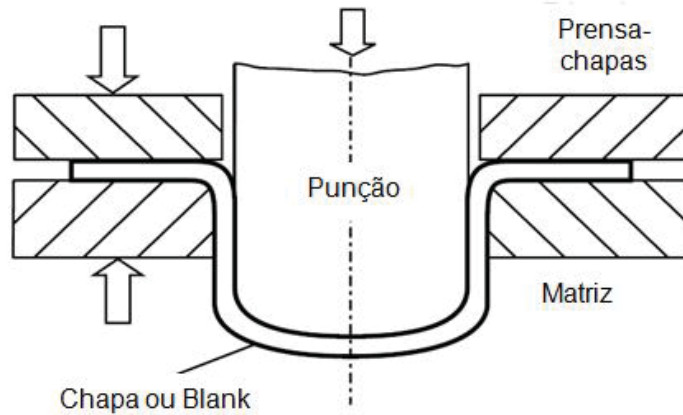
Segundo Gorni (2009), a microestrutura do aço DP é resultante de um controle de temperatura muito rigoroso. Tanto na produção por laminação de tiras à quente, como no recozimento contínuo, a matriz ferrítica se forma primeiro, enriquecendo a austenita remanescente com C e outros elementos de liga. A austenita, por sua vez, ganha temperabilidade suficiente para então se transformar em martensita, sob temperaturas bem mais baixas. Essa transformação posterior da martensita induz tensões residuais de compressão na matriz ferrítica, as quais facilitam o processo de escoamento e, dessa forma, reduzem o valor do limite de escoamento e suprimem a ocorrência de patamar. Um resfriamento lento após a formação da martensita pode proporcionar a redução da fragilidade da martensita recém-formada por meio de efeitos de revenido. Dependendo da composição química e do processamento, a microestrutura pode conter uma quantidade significativa de bainita, que pode realçar a capacidade de estiramento do aço, porém não em fração suficiente para se tornar um aço do grupo TRIP ou CP (Gorni 2009).

2.2 PROCESSOS DE ESTAMPAGEM

O processo de estampagem é aquele utilizado para fazer com que uma chapa metálica plana (“*blank*”) adquira um formato desejado a partir de uma matriz, imposta pela ação de um punção, ver FIGURA 4. O processo é empregado na fabricação de peças de uso diário tais como paralamas, componentes estruturais de veículos leves, aros de rodas automobilísticas, painéis, recipientes metálicos, entre outros.

O processo de estampagem é influenciado por diferentes variáveis, como as propriedades mecânicas e metalúrgicas dos materiais envolvidos no processo, a lubrificação entre chapa, punção e prensa chapas, a taxa de deformação, o avanço do punção, a força no prensa chapas e a geometria dos componentes.

FIGURA 4 - PRINCIPAIS COMPONENTES ENVOLVIDOS EM UM PROCESSO DE ESTAMPAGEM.

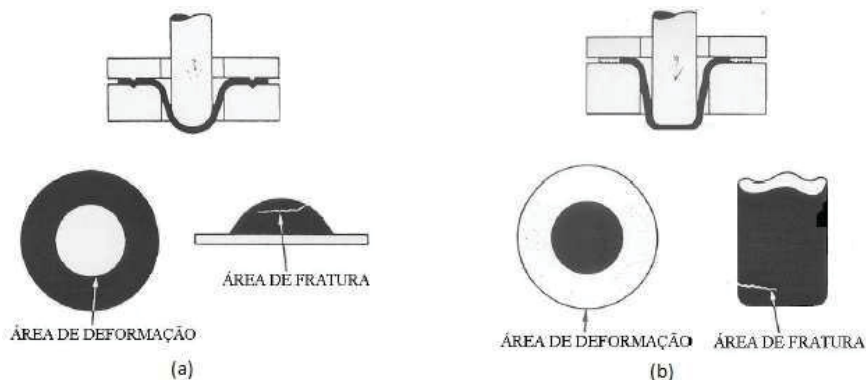


Fonte: (Demeri 2013)

O processo de estampagem pode ser classificado em embutimento e estiramento. O embutimento permite a chapa um escoamento entre a matriz e prensa chapas. Segundo Chemin Filho (2011) ele corresponde ao processo de fabricação utilizado para modelar chapas planas em produtos com forma de copo.

No processo de estiramento a chapa é restringida ao escoamento por ação de uma pressão excessiva ou um agente mecânico (“draw-bead”). De acordo com Dieter (1996), o estiramento é o processo de conformação que consiste na aplicação de forças de tração, de maneira a esticar o material sobre uma ferramenta ou bloco-modelo. A FIGURA 5 exemplifica processos de estiramento e embutimento.

FIGURA 5 - (a) OPERAÇÃO DE ESTIRAMENTO. (b) OPERAÇÃO DE EMBUTIMENTO.



Fonte: (Chemin Filho 2011)

2.3 ANÁLISE DE TENSÕES E DEFORMAÇÕES

A deformação na estampagem é inicialmente mensurada na forma da deformação de engenharia e , que é definida pela seguinte relação:

$$e = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} = \frac{L}{L_0} - 1 \quad (1)$$

Onde L_0 representa o comprimento inicial ou original da dimensão analisada e L representa o comprimento final ou pós-processo de deformação. No processo de estampagem o comprimento avaliado consiste no diâmetro da circunferência inscrita em elementos quadrangulares distribuídos ao longo da área da chapa. Define-se como d_0 o diâmetro inicial, d_1 o maior diâmetro pós-deformação e d_2 o menor diâmetro pós-processo de estampagem. Portanto, a equação (1) para o processo de estampagem torna-se:

$$\begin{aligned} e_1 &= 100\% \left(\frac{d_1 - d_0}{d_0} \right) \\ e_2 &= 100\% \left(\frac{d_2 - d_0}{d_0} \right) \end{aligned} \quad (2)$$

Para análises de deformações em processos de estampagem, utiliza-se a deformação verdadeira ε , o que é vantajoso quando se deseja relacionar com os valores de tensão aplicados no processo. As deformações verdadeiras podem ser calculadas por meio da seguinte expressão:

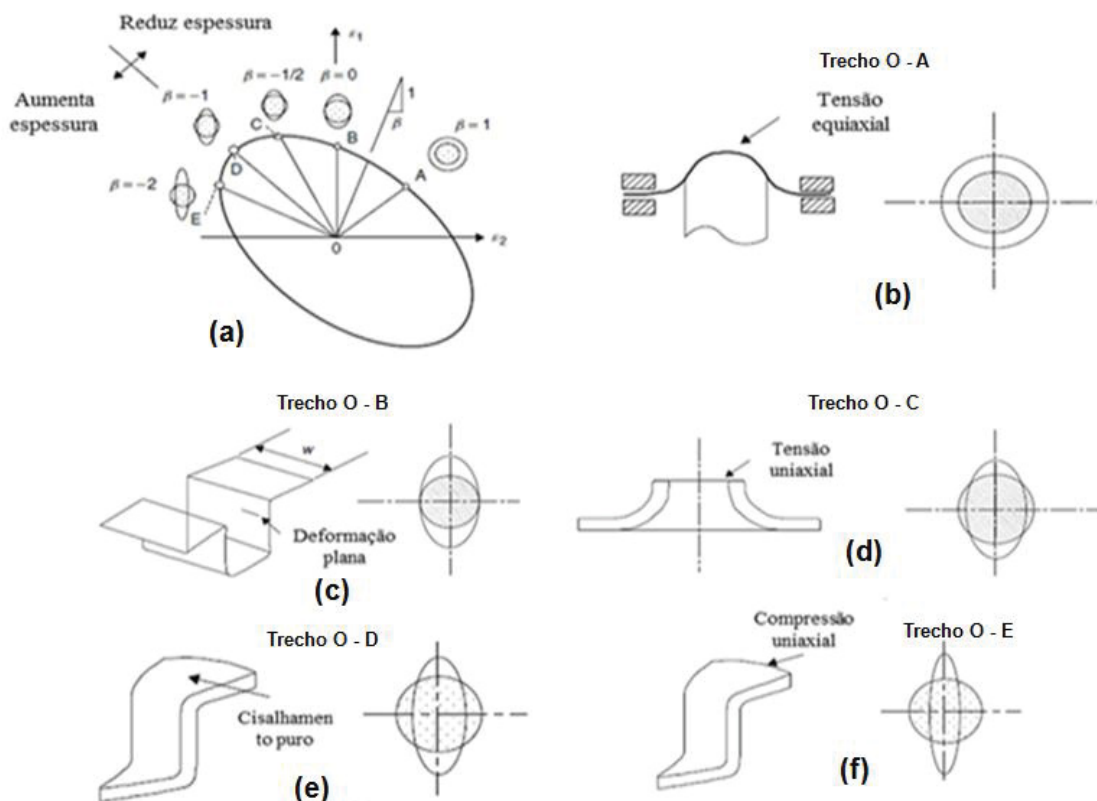
$$\begin{aligned} \varepsilon_1 &= \ln(1 + e_1) \\ \varepsilon_2 &= \ln(1 + e_2) \end{aligned} \quad (3)$$

Onde ε_1 é a deformação no sentido do maior diâmetro d_1 também chamada de deformação maior e ε_2 é a deformação no sentido do menor diâmetro d_2 também

chamada de deformação menor. As direções de ϵ_1 e ϵ_2 coincidem com as direções dos eixos principais de deformação do elemento analisado.

Em um processo de estampagem, observam-se as seguintes combinações de deformações:

FIGURA 6 - (a) DIAGRAMA DE DEFORMAÇÃO. (b) ESTIRAMENTO. (c) ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÕES. (d) ESTADO UNIAXIAL DE TENSÕES. (e) CISALHAMENTO PURO. (f) COMPRESSÃO UNIAXIAL.



Fonte: (Demeri 2013)

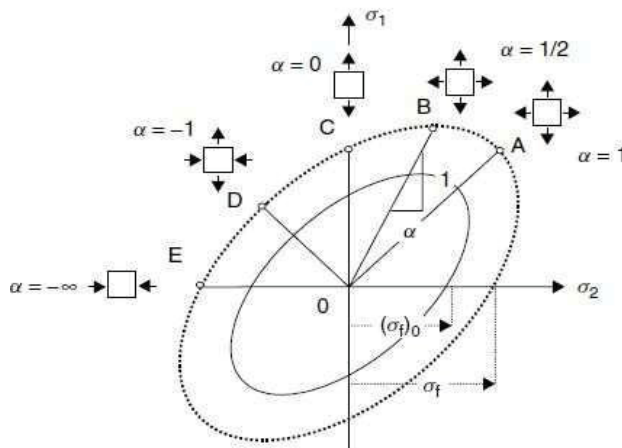
Na FIGURA 6 mostra-se um diagrama de deformações em que no eixo horizontal representa a menor deformação (ϵ_2) e o eixo vertical a maior deformação (ϵ_1). O trecho O-A reproduz um processo de estiramento puro, com deformação igual nas duas direções. No trecho O-B a deformação é somente em uma direção, o que não significa que não existe deformação na direção perpendicular. Na verdade, a própria resistência do material à estricção impede que deformações ocorram no eixo ϵ_2 , o que ocasiona uma maior redução na espessura.

No trecho O-C tem-se um estado uniaxial de tensões, ou seja, nenhuma tensão é feita no sentido de ε_2 . A partir deste ponto (para a esquerda do gráfico), há compressão no sentido perpendicular à tensão principal. Na figura 2.e (trecho O-D) observa-se cisalhamento puro, cuja a deformação $\varepsilon_1 = \varepsilon_2$, isto é, não há redução na espessura e o material somente deforma no plano. É normalmente neste ponto que o material é capaz de apresentar os maiores níveis de deformação.

O trecho O-E é um caso extremo e ocorre apenas quando a maior tensão na direção de ε_1 é zero. Ele se localiza na borda externa da chapa em processos de estiramento e, provavelmente, percebe-se um aumento de espessura e um enrugamento da chapa nessa área.

Analogamente ao diagrama de deformações, tem-se o diagrama de tensões ilustrado na FIGURA 7.

FIGURA 7 - DIAGRAMA DE TENSÕES PRINCIPAIS NO PLANO DE DEFORMAÇÃO.



Fonte: (Demeri 2013)

No eixo horizontal está a tensão principal na direção 2 (ε_2) e, no eixo vertical, a tensão principal na direção 1 (ε_1). No trecho O-A observa-se um alongamento com a mesma intensidade de tensão nas duas direções, já no trecho O-B encontra-se a maior tensão presente no processo.

O trecho O-C representa uma tração uniaxial na direção 1 e, no segmento O-D, as tensões possuem valores iguais, mas direções de atuação opostas. O trecho

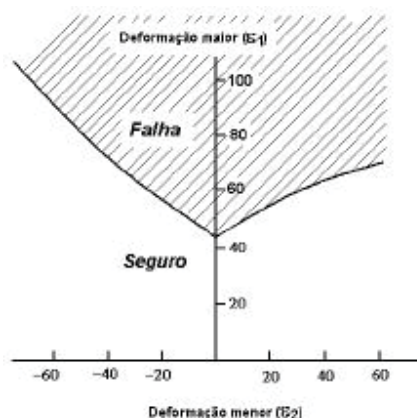
O-E caracteriza uma compressão uniaxial na direção 2 e apresenta as mesmas características do trecho O-E do diagrama de deformações.

2.4 A CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO(CLC)

A Curva Limite de Conformação (CLC) é uma ferramenta que tem sido extensivamente aplicada para a avaliação comparativa do desempenho de materiais utilizados principalmente em componentes automotivos, bem como na análise das causas de falhas durante a fabricação de peças estampadas. Ela é utilizada para determinar a quantidade máxima de deformação suportada por uma chapa durante a estampagem. É preciso dispor de um critério baseado no limite tolerado pelo material quando submetido aos vários modos de deformação ilustrados no diagrama da FIGURA 7.

Assim como no diagrama de deformações, os eixos ortogonais representam as deformações maior e menor no plano da chapa. A região abaixo da curva demonstra uma zona segura de trabalho, ou seja, para pontos abaixo da curva o processo é realizado sem uma trinca ou refugo da chapa na operação. Em geral, um fator de segurança é atribuído para assegurar uma margem maior de operação. A diferença entre a linha com o fator de segurança e a linha padrão é a zona crítica, ver FIGURA 8.

FIGURA 8 - A CURVA CLC COM SUAS REGIÕES SEGURA E DE FALHA (RUPTURA).



Fonte: (Tepedino 2014)

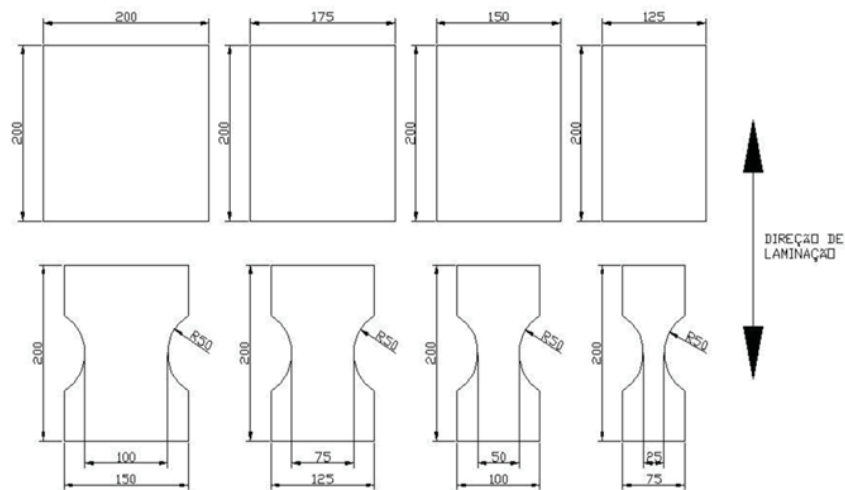
Segundo (Keeler e Menachem 2014), a CLC pode ter aplicação nas seguintes situações: levantamento de dados para desenvolvimento de ferramentais, monitoramento e avaliação de processos e projetos de peças, elaboração de padrões qualitativos de severidade em processos de estampagem, descrição de critério de falha para simulação computacional e para eventuais situações de problemas em processos de estampagem.

2.5 O ENSAIO NAKAZIMA

Diversos métodos para levantamento das curvas CLC foram definidos sobre condições de laboratório bem delimitadas, de maneira que uma única curva pode ser obtida para cada material, caracterizando a quantidade que este material pode ser deformado em processos de embutimento, estiramento, ou em processos combinados (EN ISO 12004-2, 2008). Uma CLC é somente válida para materiais da mesma classe, espessura e tratamento termomecânico.

Nakazima desenvolveu um procedimento para determinação da curva CLC que é aceito pela norma ISO 12004-2:2008. O método de Nakazima é um processo de estampagem em que um punção hemisférico induz diferentes modos de deformação na região central do corpo de prova, ver FIGURA 9. Modificando-se a largura do corpo de prova observa-se a reprodução de diferentes estados de tensão e deformação no corpo de prova.

FIGURA 9 – GEOMETRIA E DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA UTILIZADOS POR CHEMIN FILHO (2011) NO ENSAIO DE ESTAMPAGEM NAKAZIMA.

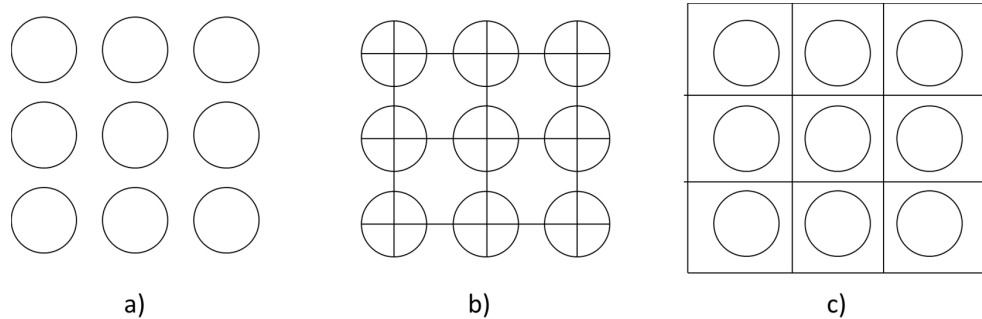


Fonte: (Chemin Filho 2011)

O ensaio prevê originalmente um total de dezoito corpos de prova, todos com 200mm de comprimento e com a largura variável de 40mm à 200mm. De acordo com Chemin Filho (2011), esta variação na largura dos corpos de prova é o fator determinante para a simulação, desde os modos de deformação por estiramento, quando a largura da amostra for suficiente para a plena atuação do prensa chapa em todo o contorno do copo estampado, passando pela deformação plana, até o embutimento profundo, quando a chapa é mais estreita, de forma que uma porção lateral do corpo de prova não fica presa pelo prensa-chapa.

Para a leitura das deformações, uma malha circular é impressa na chapa conforme FIGURA 10. O espaçamento da malha impressa no corpo de prova deve apresentar entre 1 e 2,5 vezes a espessura da chapa e o tamanho máximo da circunferência permitido é de 2,54mm. Técnicas comuns de aplicação da malha são deposição eletroquímica, foto química, *offsetprint* e *gridtransfer*, ou qualquer outro método, desde que não prejudique a microestrutura ou cause algum entalhe na chapa.

FIGURA 10 - CONFIGURAÇÕES DE MALHA CIRCULAR IMPOSTOS PELA NORMA EN ISO 12004-2, 2008.



Fonte: (Chemin Filho 2011)

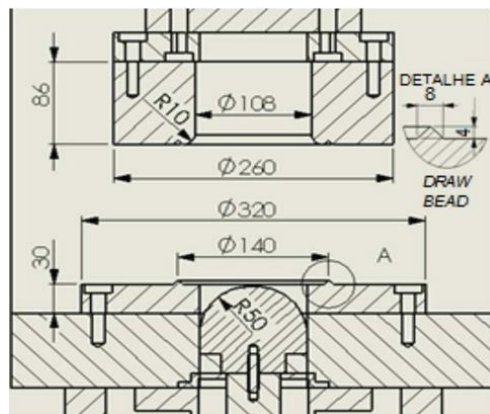
Para o equipamento, a norma ISO 12004-2:2008 recomenda:

- Velocidade do punção: $1,5 \pm 0,5$ mm/s;
- Uso de drawbead (objetivo de restringir o escoamento da chapa para dentro da matriz);
- Temperatura ambiente: 23 ± 5 °C;

Durante o teste, o punção deforma o corpo de prova na sua região central até que a ruptura tenha início, o que pode ser detectado por meio visual ou pela redução na força da prensa.

As dimensões do equipamento estão indicadas na FIGURA 11.

FIGURA 11 - DIMENSÕES DA FERRAMENTA UTILIZADAS EM UM ENSAIO NAKAZIMA.

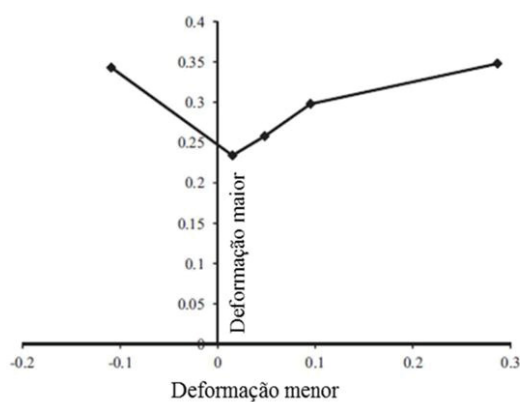


Fonte: (Chemin Filho 2011)

Após o ensaio, as novas dimensões dos círculos impressos no material na região da fratura são tomadas e comparadas com as dimensões originais, conforme exposto anteriormente.

Os valores de ε_1 e ε_2 são plotados em um diagrama de deformações, conforme FIGURA 12.

FIGURA 12 - EXEMPLO DE CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO OBTIDA EXPERIMENTALMENTE.



Fonte: (Chemin Filho 2011)

2.6 O CRITÉRIO DO DANO DUCTIL

Segundo Ruzicka (2013), uma fratura é a separação local de um objeto ou material em mais partes sob a ação de tensão. Dependendo das condições, o processo de fratura pode ser frágil ou dúctil. A fratura frágil é caracterizada pela rápida propagação de trinca sem deformação plástica significativa e, portanto, gastando pouca energia que libera a energia de tensão acumulada no corpo. No caso de fratura dúctil, ocorre uma extensa deformação plástica (estricção) antes da fratura. Neste caso, há propagação lenta com dissipação relativamente grande da energia de deformação liberada através da deformação plástica e da separação das faces de trinca.

Dois mecanismos básicos de fratura dúctil são geralmente distintos. O primeiro mecanismo é a iniciação, crescimento e coalescência de vazios. É típico para carregamento de tração dominante. O segundo é o mecanismo de

cisalhamento que é típico para carga de cisalhamento dominante. Do ponto de vista de uma microestrutura material, existem duas categorias de modelos de danos dúcteis. Modelos de nucleação e crescimento vazios (levam em consideração o micromecanismo de danos, mas resultando em fenomenológicos como simplificações) e modelos empíricos (diretamente baseados na fenomenologia). Ambas as abordagens micromecânica e puramente empírica utilizam dano de parâmetro de estado cumulativo. O dano acumula-se com base na deformação plástica e, quando se aproxima de seu valor crítico, indica falha localizada no material (Ruzicka *et al.*,2013).

As aplicações práticas mostram que, mais importante do que a base micromecânica ou puramente empírica de modelos de material de dano dúctil é o número de parâmetros para calibrar e custos de experimentos de calibração. Modelos de sucesso que nos fornecem melhor correspondência exigem mais experimentos e são mais caros. Outra classificação mais sensata dos modelos de dano dúctil é baseada na dependência da resposta plástica real ao dano. Como mencionado acima, o acúmulo de dano é controlado pela deformação plástica. Se a resposta plástica não depender de danos, o modelo é classificado como desacoplado. Em outro caso, é referido como modelo de dano dúctil acoplado ou modelo de plasticidade de dano. Os modelos de plasticidade por danos devem ser geralmente mais realistas, mas sua calibração é geralmente mais complexa. A principal vantagem dos modelos de danos dúcteis desacoplados é a possibilidade de calibrar critérios de resposta e dano de plástico separadamente (Ruzicka *et al.*,2013).

Segundo Bai e Wierzbicki (2010), vários critérios de fratura dúctil foram propostos no passado, que podem ser usados para prever o início da fratura que são estabelecidos como modelos de danos acoplados e desacoplados. Ambos os modelos têm algumas vantagens e desvantagens. No entanto, os modelos de danos desacoplados são mais convenientes para implementar na modelagem de elementos finitos (FE), uma vez que eles são frequentemente baseados em poucos parâmetros medidos experimentalmente e detectam a iniciação de uma trinca definindo um valor limite. No entanto, esses modelos não são realistas porque a influência da evolução dos danos nas propriedades do material é negligenciada.

Existem vários modelos fenomenológicos para definir a fratura dúctil, ou seja, modelos baseados na teoria de crescimento e coalescência de vazios exposta acima. Nestes modelos, é postulado que a fratura inicia quando a deformação plástica equivalente ponderada atinge um valor crítico D_c .

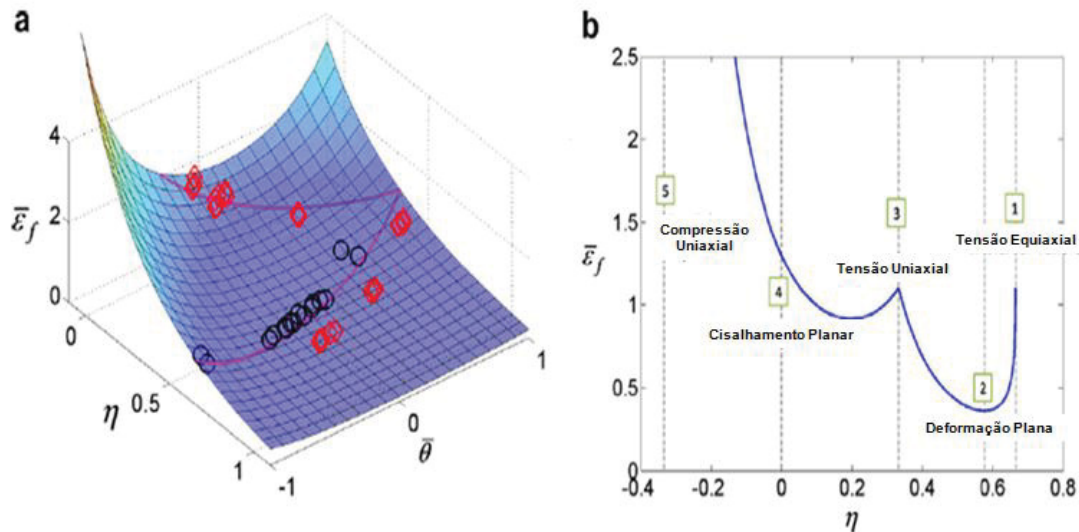
$$D(\bar{\varepsilon}_p) = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{d\bar{\varepsilon}_p}{f(\eta, \bar{\theta})} \quad (4)$$

Na equação (4), $\bar{\varepsilon}_p$ é a deformação plástica equivalente, $\bar{\varepsilon}_f$ é a deformação plástica equivalente para fratura, $D(\bar{\varepsilon}_p)$ é chamado o critério de falha dúctil ou fator de dano, que indica o início da fratura quando este atinge o valor crítico $D_c = 1$, pois no momento da fatura $\bar{\varepsilon}_p = \bar{\varepsilon}_f$. Os parâmetros η e $\bar{\theta}$ são denominados de triaxilidade ou tensão triaxial e ângulo de Lode, respectivamente, ambos são parâmetros dependentes da tensão. Quando os parâmetros η e $\bar{\theta}$ são mantidos constantes durante o ciclo de carregamento, a equação (4) pode ser integrada para dar $\bar{\varepsilon}_f = f(\eta, \bar{\theta}) = \hat{\varepsilon}_f(\eta, \bar{\theta})$.

O termo $\hat{\varepsilon}_f$ é o termo de ponderação, chamado também de envelope de fratura, que define a deformação para fratura para o material em todos os estados de tensões possíveis. Portanto, torna-se essencial o conhecimento da relação $\hat{\varepsilon}_f(\eta, \bar{\theta})$ para a determinação do envelope de fratura.

De acordo com Bai e Wierzbicki (2010), pode-se interpretar pela equação (4) que cada incremento na deformação plástica $d\bar{\varepsilon}_p$ contribui para a perda da ductilidade do material com um valor que depende do estado de tensão em que esta deformação ocorre. Pode-se entender pelo exposto que a fratura não ocorrerá necessariamente no momento em que a combinação de tensões atingir o ponto limite indicado pelo envelope de fratura $\hat{\varepsilon}_f$. A FIGURA 13 ilustra o envelope de fratura obtido para uma liga de alumínio utilizado por Bao (2004).

FIGURA 13 - O ENVELOPE DE FRATURA DE ACORDO COM O MÉTODO MMCO (a) PARA 3 DIMENSÕES (3D) e (b) O ENVELOPE DE FRATURA PARA O ESTADO BIDIMENSIONAL (2D) PARA UM ESTADO PLANO DE TENSÕES.



Fonte: (Bao 2004)

A obtenção do envelope de fratura será descrito posteriormente, mas é importante ressaltar que este modelo prevê a fratura em estados de tensão desde compressão uniaxial (estado obtido na linha de corte em processo de estampagem), até tensão equiaxial (obtido no embutimento profundo).

Um estudo de Dunand (2009) comparou a capacidade de previsão de fratura entre o método MMC e outro método proposto por Gurson (1975), mostrando que o primeiro obteve melhores resultados na simulação com aços avançados de alta dureza (TRIP).

2.6.1 MODELO MOHR COULOB MODIFICADO

Conforme descrito anteriormente o envelope de fratura no critério do dano dúctil depende de três variáveis, sendo elas: tensão triaxial, ângulo de Lode e a deformação plástica equivalente para fratura. O termo $d\bar{\epsilon}_p$ da equação (1) representa o incremento na deformação plástica equivalente, portanto torna-se necessário o conhecimento da função em termos dos parâmetros η e $\bar{\theta}$.

A tensão triaxial pode ser expressa em função dos dois primeiros invariantes do tensor tensão.

$$\eta = -\frac{p}{q} \quad (5)$$

Onde,

$$p = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (6)$$

$$q = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (7)$$

O termo p é a pressão hidrostática e o termo q é a tensão de Von Mises ou tensão equivalente. Ambos são expressos em termos das tensões nas direções principais (σ_1, σ_2 e σ_3).

O ângulo de Lode pode ser definido através do segundo e terceiro invariantes do tensor tensão conforme equação abaixo:

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{2}{\pi} \cos^{-1} \left[\left(\frac{r}{q} \right)^3 \right] \quad (8)$$

Onde,

$$r = \left[\frac{27}{2} (\sigma_1 - p)(\sigma_2 - p)(\sigma_3 - p) \right]^{1/3} \quad (9)$$

O ângulo de Lode representa uma medida do tipo de carregamento e é medido como sendo o ângulo entre os eixos das direções principais e o eixo do carregamento aplicado no plano π .

O método Mohr-Coulomb (MC) propõe que fratura ocorre quando uma combinação de uma tensão normal e uma tensão de cisalhamento atinge um valor crítico no plano de cisalhamento. O critério Mohr-Coulomb pode ser expresso em termos dos componentes de tensão na seguinte forma:

$$\bar{\sigma}_f = C_2 \left[\sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3}} \cos\left(\frac{\pi}{6} - \bar{\theta}\right) + C_1 \left(\eta + \frac{1}{3} \operatorname{sen}\left(\frac{\pi}{6} - \bar{\theta}\right) \right) \right]^{-1} \quad (10)$$

Onde C_1 e C_2 são constantes do material. Devido à impossibilidade de medição da tensão equivalente à fratura nos experimentos a equação acima tem que ser transformada para o espaço tensão-deformação onde $\bar{\sigma}$ é substituído por $\bar{\epsilon}$. Assumindo que o material atende o critério de escoamento de Von Mises a tensão equivalente pode ser expressa em termos da deformação equivalente correspondente, de acordo com a equação de Hollomon, tendo a seguinte forma:

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A}{C_2} \left[\sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3}} \cos\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) + C_1 \left(\eta + \frac{1}{3} \operatorname{sen}\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) \right) \right] \right\}^{\frac{1}{n}} \quad (11)$$

Foi proposto por Bai (2008), uma condição não quadrática de escoamento modificada pelo ângulo de Lode, para qual a correspondente equação de Hollomon modificada se torna:

$$\bar{\sigma}_f = A\bar{\epsilon}^n \left[C_3 + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (1 - C_3) \left(\sec\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) - 1 \right) \right] \quad (12)$$

Onde C_3 é uma constante do material que representa o critério de escoamento presente na aplicação. Eliminando o termo $\bar{\sigma}$ das equações (10) e (11) a forma final do modelo de fratura Mohr-Coulomb Modificado (MMC) é obtida:

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A}{C_2} \left[C_3 + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (1 - C_3) \left(\sec\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) - 1 \right) \right] \left[\sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3}} \cos\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) + C_1 \left(\eta + \frac{1}{3} \sin\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (13)$$

Como será descrito posteriormente neste trabalho, uma simplificação considerável será utilizada para relacionar tensão triaxial com ângulo de Lode. A simplificação baseia-se no estado plano de tensões onde $\sigma_3 = 0$. Esta simplificação é utilizada, pois a chapa do presente estudo será modelada como um sólido do tipo “casca”, o qual a tensão plana prevalece devido a espessura desprezível em relação à área de superfície. Sendo assim, podemos relacionar tensão triaxial com o ângulo de Lode pela seguinte equação:

$$-\frac{27}{2} \eta \left(\eta^2 - \frac{1}{3} \right) = \sin\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{2}\right) \quad (14)$$

Eliminando o termo $\bar{\theta}$ da equação (13) utilizando a simplificação da equação (14), obtêm-se o envelope de fratura para o estado plano de tensões na seguinte forma:

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A \cdot f_3}{C_2} \left[\sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3}} \cdot f_1 + C_1 \left(\eta + \frac{f_2}{3} \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (15)$$

Onde as funções f_1, f_2 e f_3 são definidas como:

$$f_1 = \cos\left\{\frac{1}{3}\text{sen}^{-1}\left[-\frac{27}{2}\eta\left(\eta^2 - \frac{1}{3}\right)\right]\right\} \quad (16)$$

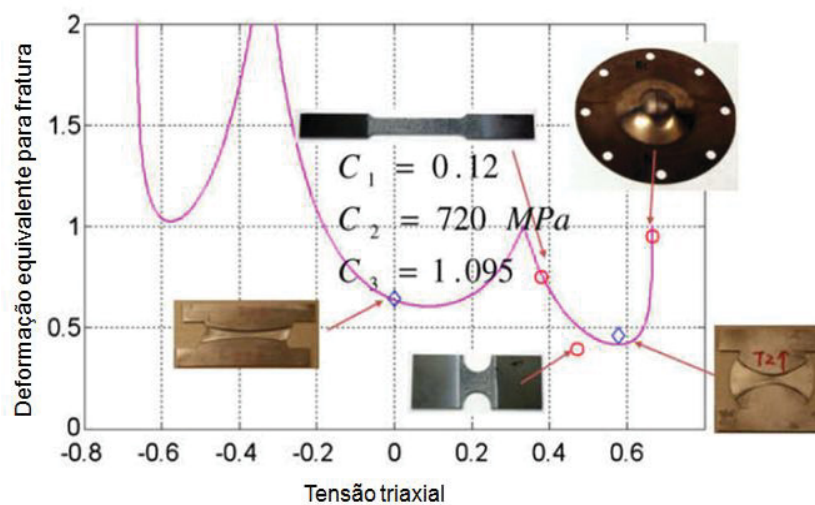
$$f_2 = \text{sen}\left\{\frac{1}{3}\text{sen}^{-1}\left[-\frac{27}{2}\eta\left(\eta^2 - \frac{1}{3}\right)\right]\right\} \quad (17)$$

$$f_3 = C_3 + \frac{\sqrt{3}}{(2 - \sqrt{3})} (1 - C_3) \left(\frac{1}{f_1} - 1\right) \quad (18)$$

Os valores dos parâmetros C_1 , C_2 e C_3 são obtidos experimentalmente por um procedimento de calibração onde a deformação plástica equivalente na fratura é avaliada em termos dos diferentes estados de tensões aplicados nos corpos de prova. Conforme demonstrado por Bai e Wierzbicki (2010), os parâmetros C_1 e C_3 são responsáveis por determinar o formato do envelope da fratura enquanto o parâmetro C_2 é responsável por controlar o tamanho do mesmo.

A FIGURA 14 ilustra um envelope de fratura e suas constantes de calibração obtidos por Li (2010) para um aço TRIP 690. As constantes foram obtidas por 5 ensaios em CPs de dimensões diferentes. Na seção 2.7 será descrito o objetivo das diferentes geometrias dos CPs na obtenção do envelope da fratura.

FIGURA 14 - ENVELOPE DA FRATURA OBTIDO PELO MÉTODO MMC PARA O AÇO TRIP 690.



Fonte: (Yaning Li 2010)

2.6.2 MODELO DA MÁXIMA TENSÃO CISALHANTE

O caso limitante onde os parâmetros $C_1 = 0$ e $C_3 = 1$, reduz a equação do envelope de fratura do modelo MMC para a equação abaixo:

$$\bar{\varepsilon}_f = \left\{ \frac{A}{\sqrt{3}C_2} \cos\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (19)$$

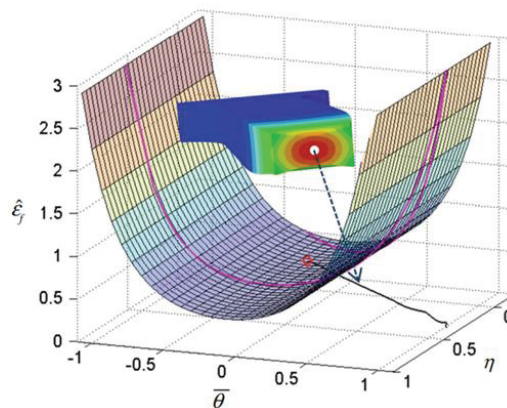
Usando a relação para o estado plano de tensão a equação torna-se:

$$\bar{\varepsilon}_f = \left\{ \frac{A \cdot f_1}{C_2 \sqrt{3}} \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (20)$$

Segundo Tresca (1864), tal aproximação é determinada como o critério da máxima tensão cisalhante (MSS – “*Maximum Shear Strees*”), a vantagem de tal aproximação é que apenas um parâmetro C_2 precisa ser determinado.

A FIGURA 15 mostra um envelope de fratura tridimensional obtido pela aproximação descrita no método MSS realizado por Pack (2014). Realizou-se um ensaio de tração uniaxial no aço inoxidável 15-5 PH para calibração completa do modelo.

FIGURA 15 - ENVELOPE DA FRATURA 3D OBTIDO PELO MÉTODO MSS PARA O AÇO INOX 15-5 PH.



Fonte: (Keunhwan Pack 2014)

2.6.3 MODELO DE JOHNSON-COOK

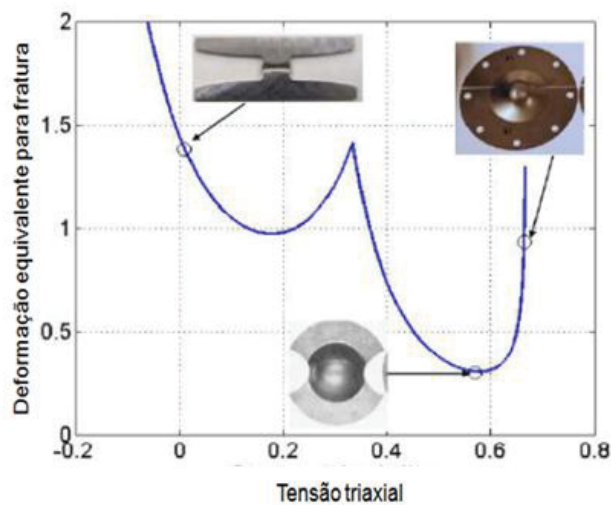
O envelope da fratura de Johnson-Cook (1985) postulou que a deformação plástica equivalente à fratura para taxa de deformação e temperatura constante é uma função invariável da tensão triaxial:

$$\bar{\epsilon}_f = C_1 + C_2 e^{(-C_3 n)} \quad (21)$$

Onde os valores das constantes C_1 , C_2 e C_3 são determinados por ensaios de tração uniaxial para altos valores de tensão triaxial e em alguns casos também pode ser determinados por testes de cisalhamento. Uma dificuldade de calibração do modelo Johnson-Cook é que normalmente a tensão triaxial altera seu valor durante o carregamento, o que faz este modelo estar perdendo sua utilização comparado à outros modelos de fratura mais detalhados.

Chen (2011) calibrou o envelope de fratura para o critério MMC com base nos ensaios práticos ilustrados na FIGURA 16. Os critérios de Johnson-Cook e MMC possuem a mesma quantidade de constantes de calibração (C_1 , C_2 e C_3), o que possibilita a determinação de ambos com os mesmo ensaios práticos.

FIGURA 16 - ENSAIOS PRÁTICO PARA OBTENÇÃO DA CURVA MMC REALIZADA POR CHEN (2011)

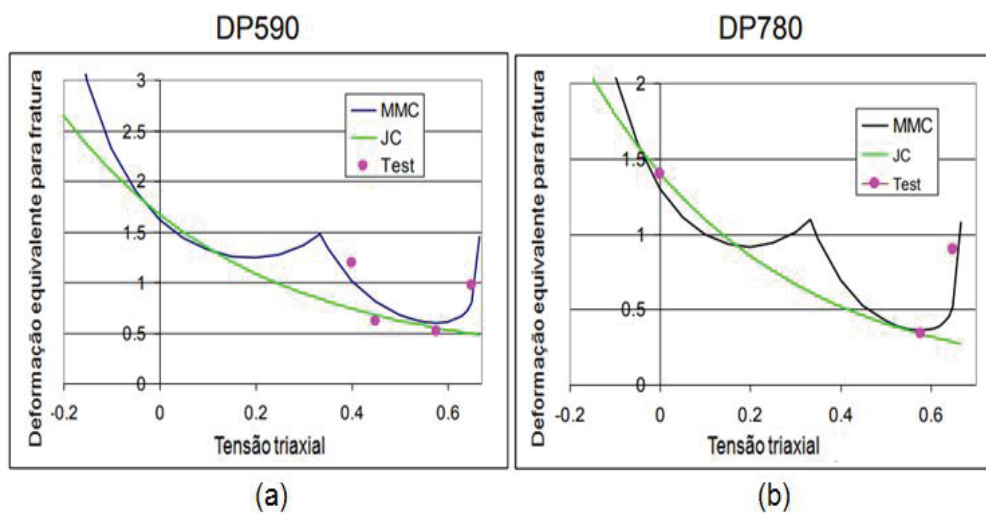


Fonte: (Guofei Chen 2011)

Chen (2011) utilizou os mesmos ensaios para obtenção do envelope de fratura pelo critério MMC para levantamento da curva que rege o critério de Johnson-Cook, os materiais utilizados foram o aço DP590 e DP780, ver FIGURA 17.

Observa-se que as curvas dos critérios JC e MMC para o aço DP780, possuem deformações equivalentes para a fratura menores quando comparadas ao aço DP590 para os mesmo valores de triaxilidade.

FIGURA 17 - CURVAS DOS CRITÉRIOS JOHNSON-COOK (JC) E MMC PARA OS AÇOS
a) DP590 b) DP780.



Fonte: (Guofei Chen 2011)

2.6.4 MODELO DE LOU E HUH

Partindo da premissa de que a iniciação da fratura dúctil em um material é causada pelo crescimento, nucleação e coalescência de vazios, um envelope de fratura foi proposto por Lou e Huh (2012) com base na seguinte equação:

$$\bar{\epsilon}_f = C_3 \left(\frac{2\tau_{Max}}{q} \right)^{-C_1} \left(\frac{1 + 3\eta}{2} \right)^{-C_2} \quad (22)$$

Neste critério o termo $\bar{\epsilon}_f$ é proporcional à nucleação de vazios, o termo $1 + 3\eta$ representa o crescimento de vazios em função da triaxilidade e o termo τ_{Max}/q representa a coalescência de vazios em termos das tensões aplicadas. Os expoentes C_1 e C_2 são constantes do material responsáveis por modular os diferentes efeitos entre nucleação, crescimento e coalescência de vazios durante a fratura e ambos são determinados experimentalmente para um estado de tensão determinado. O parâmetro C_3 representa a deformação plástica à fratura em um ensaio de tração uniaxial.

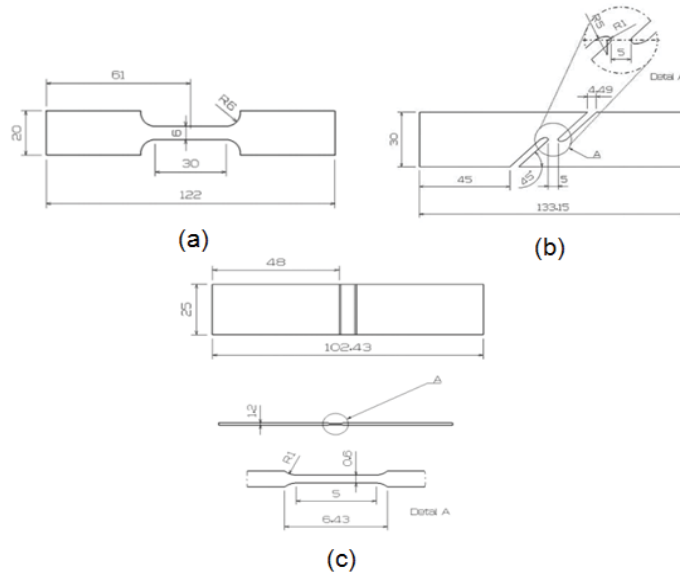
Com o objetivo de expressar o envelope de fratura em termos somente da tensão triaxial e do ângulo de Lode, a seguinte relação é utilizada para transformação do termo τ_{Max}/q :

$$\frac{\tau_{\text{Max}}}{q} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2q} = \frac{1}{3} \left[\cos \bar{\theta} - \cos \left(\frac{4\pi}{3} - \bar{\theta} \right) \right] \quad (23)$$

Conforme descrito aproximação realizada por Bai e Wierzbicki (2010), pode-se expressar o ângulo de Lode em função da triaxilidade pela equação (14) no estado plano de tensões.

Park (2015) levantou o envelope de fratura para o critério Lou e Huh utilizando três ensaios práticos distintos para determinação das constantes de calibração para o aço DP980. As geometrias dos corpos de prova estão ilustrados na FIGURA 18.

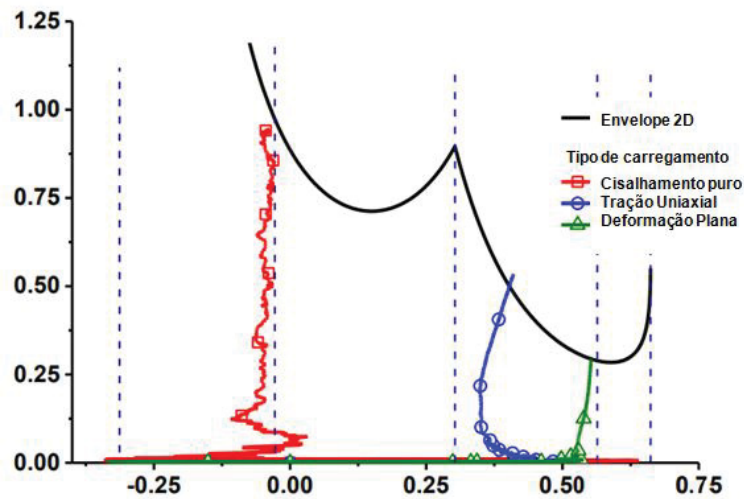
FIGURA 18 - CORPOS DE PROVA UTILIZADOS PARA CALIBRAÇÃO DO MODELO DE LOU E HUH : a) CP PARA TRAÇÃO.b) CP PARA CISLHAMENTO.c) CP PARA ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÃO.



Fonte: (Park e Huh 2015)

A FIGURA 19 ilustra o envelope de fratura levantado pelas constantes de calibração obtidas dos ensaios práticos realizados por Park (2015).

FIGURA 19 - ENVELOPE DE FRATURA DO MÉTODO LOU E HUH PARA O AÇO DP980.



Fonte: (Park e Huh 2015)

2.6.5 MODELO DE OH ET AL

Cockcroft e Latham (1968) observou que a fratura tende-se a iniciar nas regiões de tensão de tração máxima, na qual a relação abaixo pode ser utilizada para determinação do envelope de fratura:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma_1 d\bar{\epsilon}_p = C_1 \quad (24)$$

Onde o termo C_1 é a constante de calibração e o termo σ_1 é a tensão principal de maior magnitude.

Porém Oh *et al.* (1979) modificou a equação (24) para inclusão da tensão equivalente $\bar{\sigma}$ na seguinte forma:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} d\bar{\epsilon}_p = C_1 \quad (25)$$

A equação (25) é transformada para um estado dependente da triaxilidade η , parâmetro de Lode μ e deformação equivalente $\bar{\epsilon}_p$ pela seguinte relação:

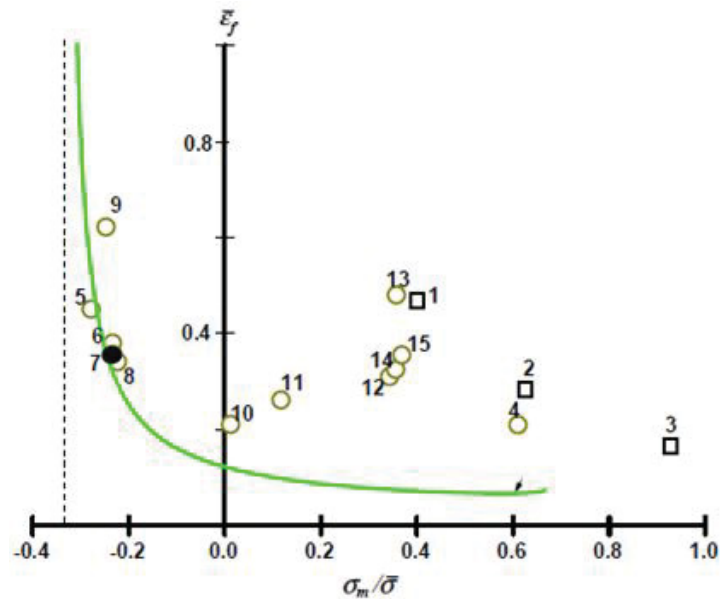
$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \left(\eta + \frac{3 - \mu}{3\sqrt{3 + \mu^2}} \right) d\bar{\epsilon}_p = C_1 \quad (26)$$

O parâmetro de Lode poder ser relacionado com o ângulo de Lode $\bar{\theta}$ pela seguinte equação.

$$tg(\bar{\theta}) = \frac{\sqrt{3}(1 + \mu)}{3 - \mu} \quad (27)$$

Wierzbicki *et al.* (2005) determinou o envelope de fratura para o critério Oh *et al.* através de um ensaio de compressão em um corpo de prova cilíndrico para determinação da constante de calibração na liga de alumínio 2024-T351. O teste realizado foi o mesmo desenvolvido por Bao (2004) e será detalhado na seção 2.7.

FIGURA 20 - CURVA DO CRITÉRIO OH ET AL PARA A LIGA 2024-T351.



Fonte: (Tomasz Wierzbicki 2005)

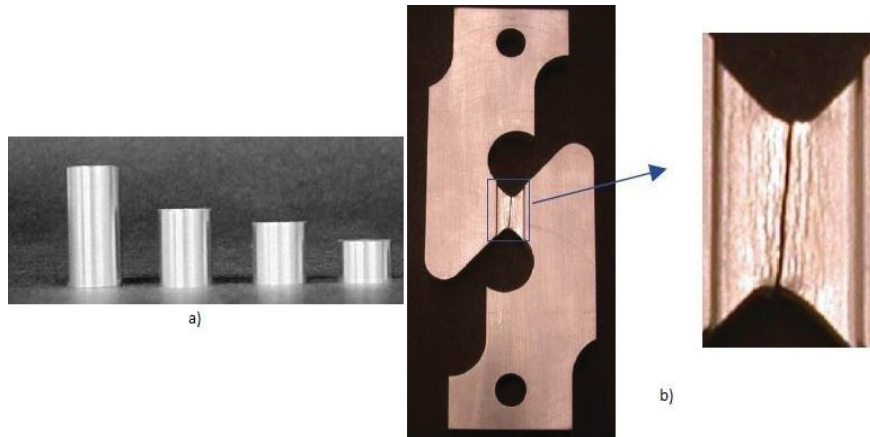
2.7 ENSAIOS ENVOLVIDOS NA DETERMINAÇÃO DO ENVELOPE DE FRATURA

$\bar{\epsilon}_f \times \eta$

Quando o critério de ruptura não é pré-determinado, é possível a obtenção de uma curva empírica que descreve o mecanismo de falha de um material por diversos ensaios práticos. Para o estado plano de tensões, a curva de limite de ruptura que rege o comportamento do material no método Mohr-Coulomb Modificado é a curva deformação plástica equivalente ($\bar{\epsilon}_f$) X tensão triaxial (η). O valor de η varia de acordo com o estado de tensão aplicado no elemento, seu valor varia de -0,333 (compressão uniaxial) até 0,667 (tração biaxial). Um estudo realizado por Bao (2004) mostra a obtenção da curva $\bar{\epsilon}_f \times \eta$ com base em uma sequência de ensaios práticos e numéricos nos quais simulam os variados estados de tensões envolvidos na iniciação de uma ruptura dúctil. Para baixas tensões triaxiais (-0,33 até -0,009) são realizados diversos ensaios de compressão em corpos de provas cilíndricos com diversas relações diâmetro por altura (relação D/h), para tensões axiais de 0 até 0,15 são realizados testes combinando tração e cisalhamento em chapas contendo

um furo central, e para elevadas tensões triaxiais (0,33 até 0,667) são realizados ensaios de tração.

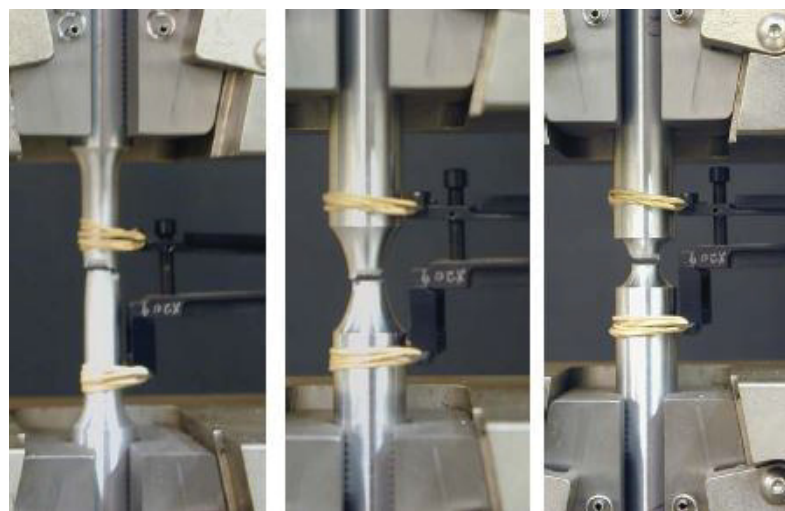
FIGURA 21 - CORPOS DE PROVA UTILIZADOS POR BAO (2004): (a) PARA COMPRESSÃO, CORPOS DE PROVAS CILINDRICA COM VARIADAS RELAÇÕES D/h. (b) PARA CISLHAMENTO + TRAÇÃO, CHAPA PLANA COM ENTALHES.



Fonte: (Bao 2004)

Os corpos de provas utilizados no ensaio de tração possuem geometria cilíndrica na região da fratura final, similar a uma “ampulheta”.

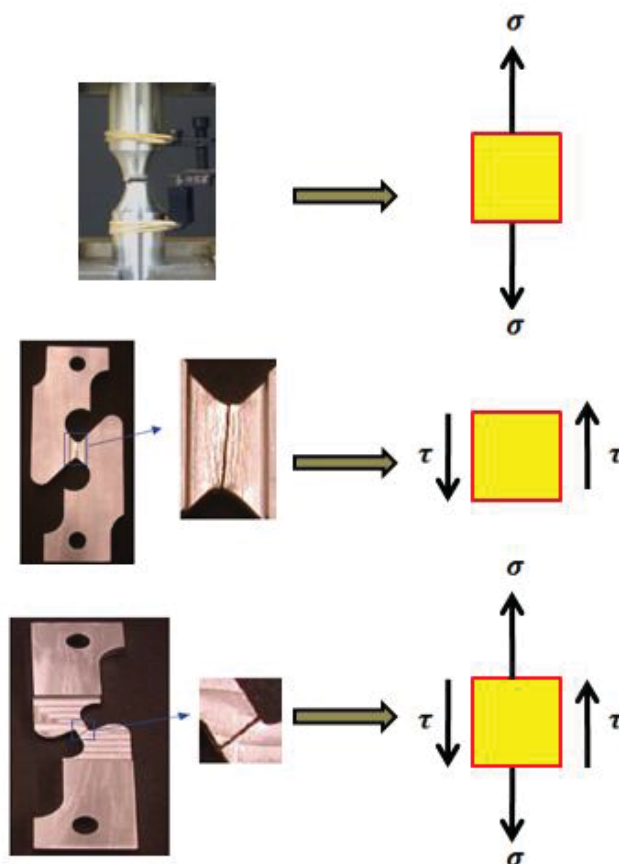
FIGURA 22 - CORPOS DE PROVA UTILIZADOS PARA ENSAIO DE TRAÇÃO.



Fonte: (Bao 2004)

O objetivo dos ensaios práticos acima descritos é obter a relação força-deslocamento para cada geometria de corpo de prova. Este valor será utilizado como um critério de parada para os ensaios computacionais. A geometria do corpo é responsável por controlar o estado de tensão na região da fratura em cada configuração de ensaio, com o conhecimento do estado de tensão a faixa de tensão triaxial de cada ensaio também pode ser determinada.

FIGURA 23 – REPRESENTAÇÃO DOS DIFERENTES ESTADOS DE TENSÃO PARA OS ENSAIOS REALIZADOS POR BAO (2004).

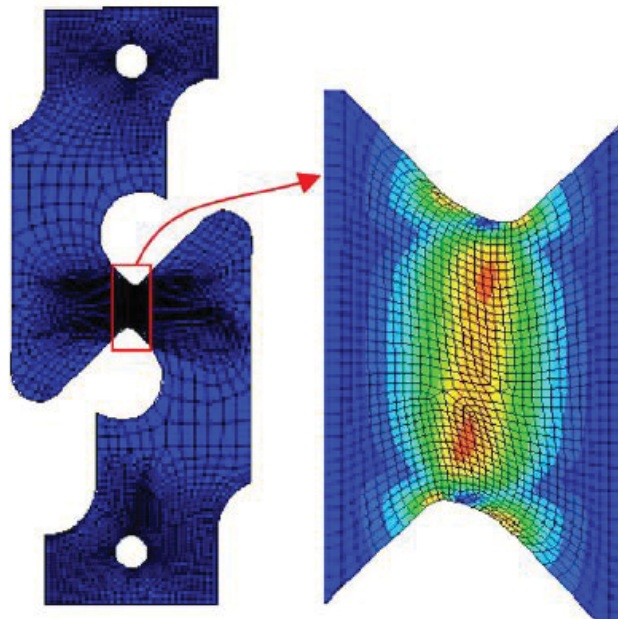


Fonte: Adaptado de (Bao 2004)

Torna-se essencial na obtenção da curva que rege o comportamento do material no critério de ruptura do critério do dano dúctil, a simulação numérica via

elementos finitos. Valores como a tensão triaxial e a deformação plástica equivalente são inviáveis de calcular analiticamente visto que é necessário o conhecimento das tensões e deformações principais no elemento mais próximo a ruptura.

FIGURA 24 - MODELO DE ELEMENTOS FINITOS DE UM ENSAIO DE CISALHAMENTO PURO.

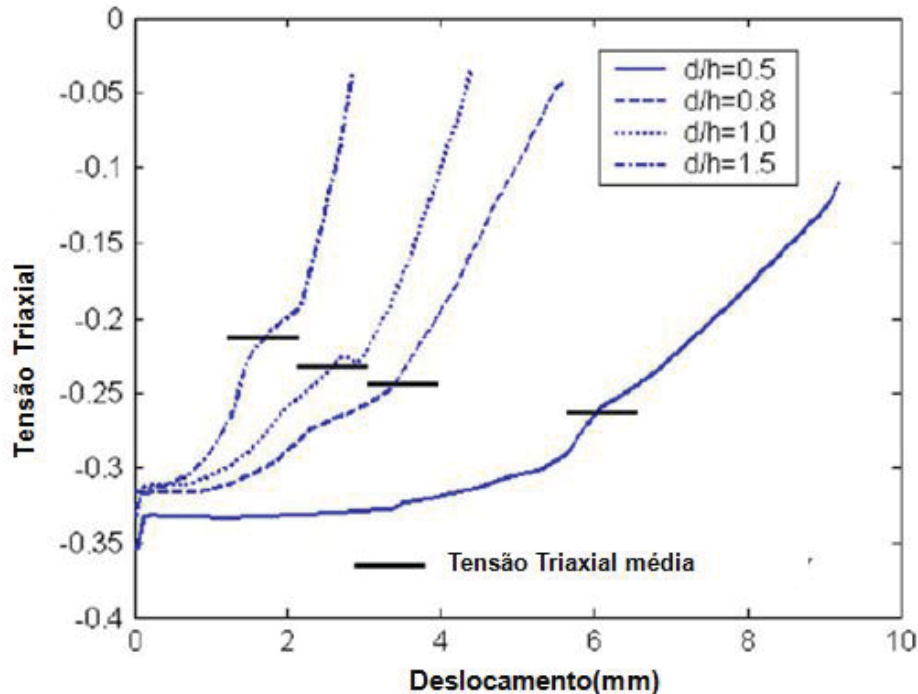


Fonte: (Bao 2004)

Os corpos de prova e os parâmetros de teste são os mesmo utilizados nos experimentos práticos, porém algumas considerações e aproximações são realizadas para o levantamento dos valores de tensão triaxial e deformação plástica equivalente.

Para os ensaios de compressão, por exemplo, para cada corpo de prova com razão D/h , uma relação da tensão triaxial pelo deslocamento da chapa que realiza a força de compressão é levantada. Nesta relação, um valor médio de tensão triaxial é extraído como o dado que será utilizado como valor da abcissa para o ponto que será inserido no gráfico $\bar{\epsilon}_f \times \eta$.

FIGURA 25 - HISTÓRICO TRIAXILIDADE X DESLOCAMENTO DOS ENSAIOS DE COMPRESSÃO REALIZADOS POR BAO (2004)

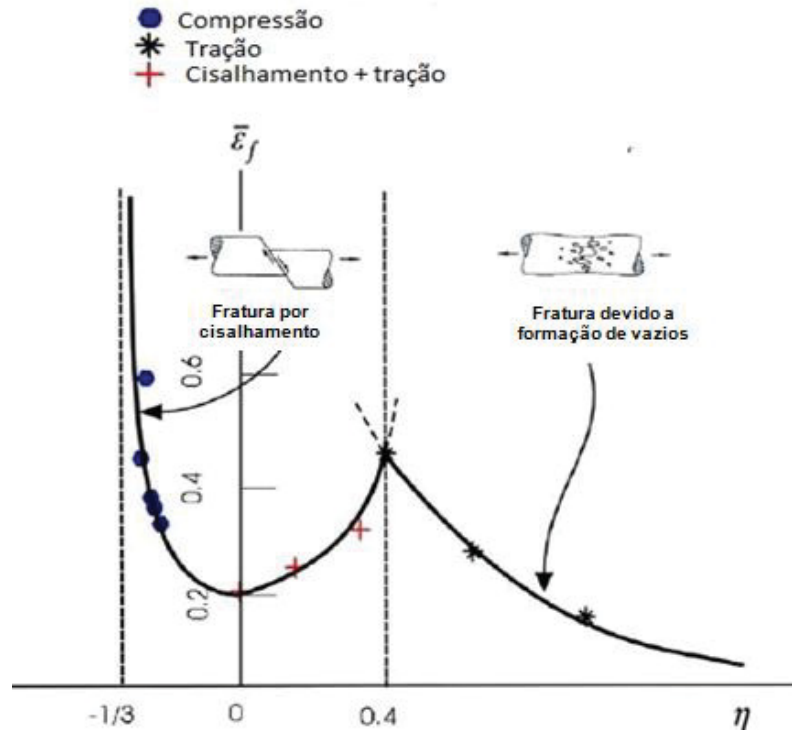


Fonte: (Bao 2004)

O valor da deformação plástica equivalente na fratura utilizada será obtido no elemento mais próximo da região de fratura nos ensaios, para isso, o ideal é uma predeterminação dos deslocamentos obtidos em experimentos práticos e utilizar estes valores obtidos para comparação com os mesmos valores de deslocamento obtidos computacionalmente.

Após a obtenção dos valores de tensão triaxial e deformação plástica equivalente na fratura para cada ensaio, os valores são plotados em um gráfico, o qual descreverá a curva limite de ruptura para o critério de falha do dano dúctil em função do modo de carregamento aplicado no objeto em estudo. Os ensaios realizados por Bao (2004) são relativamente de simples execução quando comparados à ensaios de estampagem práticos onde deve ser gasto com prensas, geometria de matrizes e punções.

FIGURA 26 - CURVA DEMONSTRANDO A RELAÇÃO $\bar{\epsilon}_f \times \eta$ PARA A LIGA DE ALUMÍNIO 2024-T351.



Fonte: (Bao 2004)

2.8 SIMULAÇÃO NUMÉRICA VIA MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS

Segundo Reddy (2012) o significado técnico de simulação é a descrição e reprodução de processos físicos e técnicos através da utilização de métodos matemáticos e físicos modelos. Em comparação com testes práticos, a simulação geralmente é mais barata e menos perigosa. Combinada com métodos modernos de computação, a simulação é uma ferramenta poderosa que ganha cada vez mais importância para descrever e desenvolvimento de novos métodos de processamento. Como o poder computacional aumentou durante os últimos anos, os métodos numéricos desempenham um excelente papel. O método numérico mais importante é o método dos elementos finitos (MEF).

O MEF é um método geral e muito poderoso em aplicações que envolvem problemas complexos do ponto de vista físico, de geometria e das condições de

contorno. Neste método, o domínio é visto como uma coleção de subdomínios e, partindo de cada um destes, a equação que governa o problema é aproximada por algum dos métodos variacionais existentes Reddy (2012). A aplicação da análise via MEF vem sendo amplamente utilizada para a descrição de processos de estampagem, devido ao baixo custo e tempo de análise.

Durante a elaboração de um modelo computacional de um processo de estampagem torna-se necessário as seguintes definições: caracterização do material, condições de contato, esforços envolvidos e seus parâmetros, e a definição da região analisada. Para definir a região analisada utiliza-se o termo “malhamento”. O “malhamento” consiste nos sub-domínios ou regiões que serão definidos para aplicação das equações governantes. Quanto maior o número de sub-dominios, maior será a precisão dos resultados e o tempo de simulação.

Para as condições de contato, segundo Lajarin (2012), os dois principais métodos utilizados na formulação MEF são: método de multiplicadores de Lagrange (*Lagrange multiplier method*) e o método de penalidade (*penalty method*).

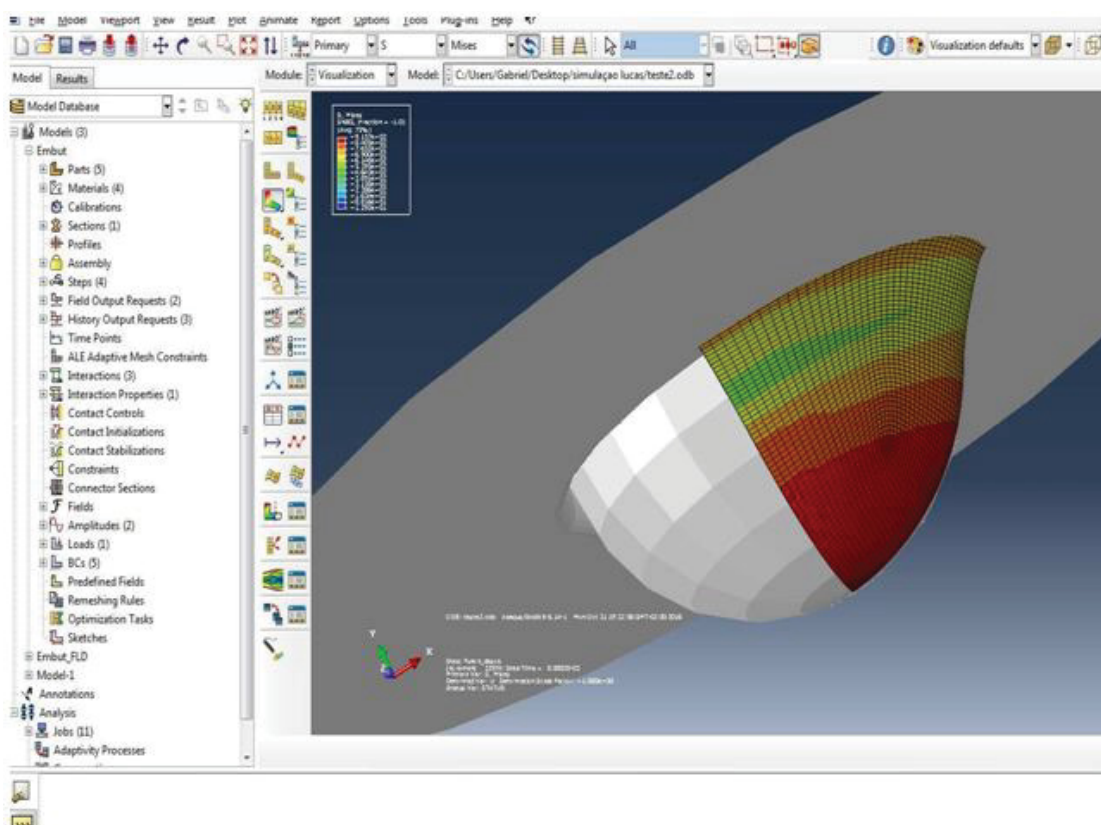
A caracterização do material em uma simulação de estampagem via MEF consiste na: definições das propriedades físicas, comportamento elástico e plástico do material, parâmetros de anisotropia e critério de ruptura (quando necessário).

O Abaqus é um programa, desenvolvido para fins comerciais, que utiliza o MEF. O programa Abaqus emprega este método com base em campos de deslocamentos e na aproximação das condições de equilíbrio de um corpo, sob o ponto de vista Lagrangiano. Deste modo, cada ponto material do corpo é analisado em função do tempo e das suas coordenadas e as equações de equilíbrio são obtidas a partir do princípio dos trabalhos virtuais. Em uma análise não linear, a solução não pode ser calculada pela resolução de um único sistema de equações lineares (Abaqus Users guide, 2014). O Abaqus utiliza um processo incremental e iterativo, o método de Newton-Raphson. A solução é obtida por um processo gradual de aplicação de carga, com a subdivisão da simulação num certo número de incrementos de carga e a busca da configuração de equilíbrio através de sucessivas iterações em cada um deles. Uma iteração corresponde, assim, a uma tentativa de encontrar uma solução de equilíbrio em um incremento. Em cada iteração constrói-se a matriz de rigidez do modelo, resolve-se o sistema de equações e observa-se se

a solução obtida está mais próxima do equilíbrio, dentro de um intervalo de tolerância que compreende certos critérios de convergência.

No entanto, algumas vezes, o processo iterativo pode divergir e, nesses casos, tenta-se encontrar a solução recorrendo a um incremento de menor tamanho. São necessárias diversas iterações até se encontrar uma solução aceitável para um dado incremento, sendo que o conjunto de todas as respostas é a solução aproximada da análise não linear. Este programa, com grande aplicação em diversas áreas de engenharia, divide-se em dois módulos: o módulo gráfico (Abaqus/CAE e Abaqus/Viewer) e o módulo de análise (Abaqus/Standard e Abaqus/Explicit). A FIGURA 27 mostra uma simulação de estampagem realizado no módulo Abaqus/Explicit.

FIGURA 27 - SIMULAÇÃO NUMÉRICA VIA ELEMENTOS FINITOS NO SOFTWARE ABAQUS-CAE.



Fonte: Autoria própria

Segundo Reddy (2012), a abordagem dinâmica explícita dinâmica foi originalmente desenvolvida para os problemas em que os efeitos dinâmicos são importantes, como problemas com impacto e simulação de danos.

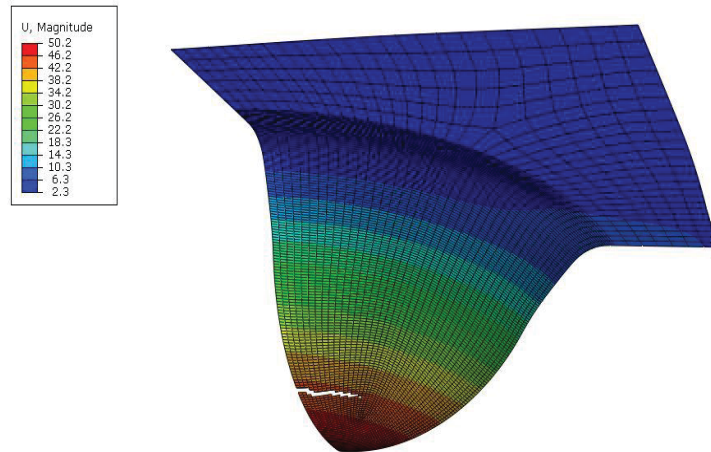
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O foco do presente estudo é realizar uma comparação entre seis critérios de falha distintos sendo eles: Mohr-Coulomb Modificado (Bai e Wierzbicki 2010), Tensão Cisalhante Máxima (Tresca 1864), Johnson-Cook (Johnson GR 1985), Lou e Huh (Lou Y 2012), Oh et al. (Oh S 1979) e a Curva Limite de Conformação. O objetivo da comparação é determinar qual destes critérios tem os resultados mais próximos dos obtidos por Chemin Filho (2011). O experimento prático realizado por Chemin Filho (2011) consiste em uma sequência de ensaios de estampagem nos quais foram analisados o comportamento do aço DP600 para diferentes cargas de prensa chapas (58 tf, 80tf e 130 tf). Os ensaios com os critérios de ruptura serão realizados computacionalmente via Software ABAQUS/Explicit.

Os experimentos envolvidos consistem na deformação plástica de uma chapa restringida em suas extremidades por um punção esférico, sendo que tal processo é denominado de estampagem, como será descrito futuramente neste estudo.

A variável comparada entre os critérios de falha será o deslocamento total do punção no momento exato em que ocorrer a ruptura na chapa, tal valor pode ser chamado de profundidade ou limite de estampagem, a FIGURA 28 demonstra o momento exato em que ocorre uma fratura nos modelos computacionais.

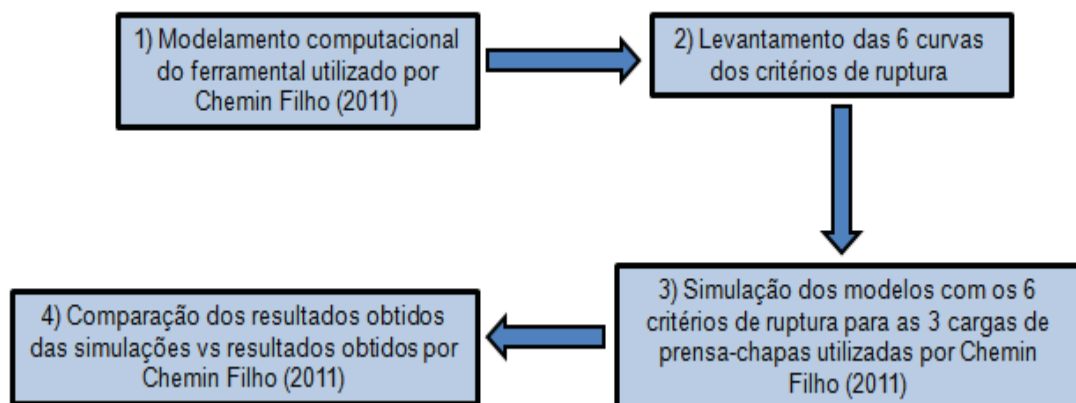
FIGURA 28 - O INÍCIO DE UMA TRINCA POR CRITÉRIO DE RUPTURA IMPLEMENTADO NO MODELO COMPUTACIONAL.



Fonte: Autoria própria

Conforme será descrito futuramente neste estudo, para o estado plano de tensões, o critério do dano dúctil depende da tensão triaxial e da deformação plástica equivalente para a fratura. O critério da Curva Limite de conformação depende das duas deformações nas direções principais (maior e menor) obtidas no ensaio Nakazima. A FIGURA 28 resume a sequência dos procedimentos que serão executados neste estudo.

FIGURA 29 - FLUXOGRAMA DAS ETAPAS EXPERIMENTAIS.



Fonte: Autoria própria

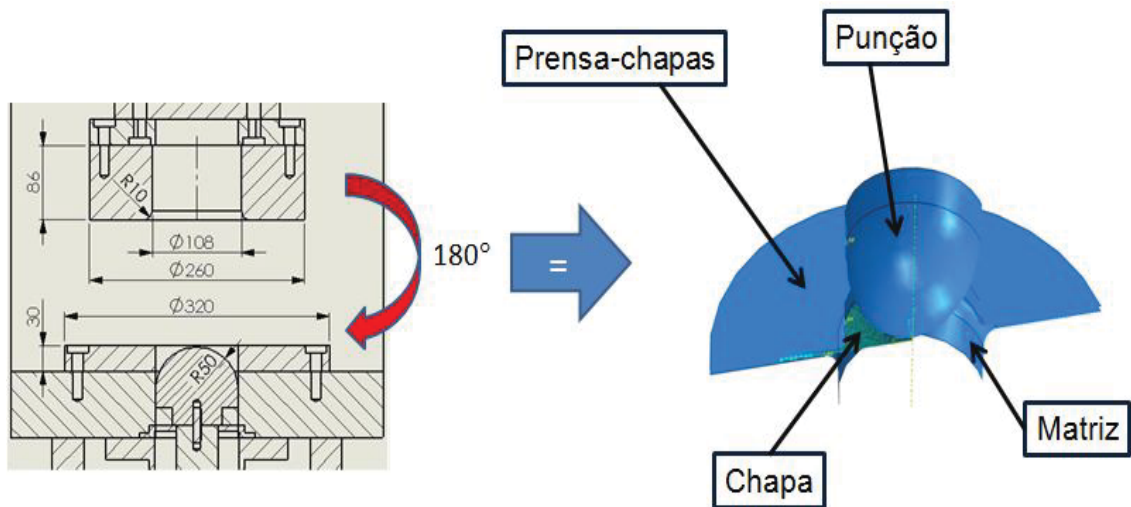
3.1 IMPLEMENTAÇÃO DO MODELO COMPUTACIONAL

Desenvolveu-se um código computacional no software ABAQUS, que foi alimentado com dados do material DP600 e configurado para comparar os resultados obtidos com os dados experimentais apresentados no estudo de Chemin Filho (2011) que também foi realizado com o aço DP600. Para comprovar a validade do modelo, as configurações da chapa, matriz, prensa-chapas e punção utilizadas foram as mesmas do estudo citado, ver FIGURA 30.

Os critérios de ruptura utilizados no trabalho são aproximados para o estado plano tensão, tal aproximação também é interessante para o modelamento da chapa no formato “casca”. O formato “casca” não considerará a análise de tensão e deformação no sentido da espessura da chapa. Os elementos da chapa serão definidos do tipo “deformável”, pois a mesma é deformada plasticamente durante os ensaios. Uma vantagem do formato “casca” é redução do tempo de iterações. A matriz, prensa-chapas e punção também serão modelados no formato “casca” porém no tipo “rígido”. O tipo “rígido” despreza as deformações causadas por forças de reação de contato entre os componentes. A FIGURA 31 resume os formatos e tipos utilizados.

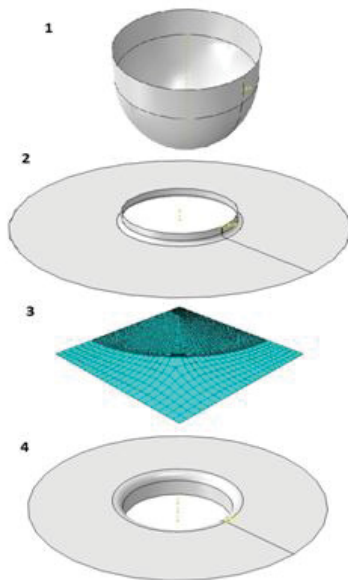
O processo modelado ocorrerá em três etapas: a primeira etapa é o contato entre o prensa chapas e chapa, a segunda é a aplicação da carga do prensa chapas e a terceira é o movimento vertical do punção. O valor padrão do período de tempo no aplicativo Abaqus é 1, ou seja, o tempo varia de 0.0 à 1.0 ao longo do passo de simulação. Os incrementos de tempo em cada análise são simplesmente frações do período total de cada passo da simulação (Abaqus Users guide, 2014). No estudo, o tempo da etapa do movimento do punção é 10 vezes maior que o tempo das duas primeiras etapas.

FIGURA 30 - DESENHO MECÂNICO DO FERRAMENTAL MODIFICADO DO ENSAIO NAKAZIMA.



Fonte: Autoria própria

FIGURA 31 - COMPONENTES UTILIZADOS NO MODELO COMPUTACIONAL E SUAS CARACTERÍSTICAS.



Seq.	Nome	Formato	Tipo
1	Punção	casca	Rígido
2	Prensa-chapas	casca	Rígido
3	Chapa	casca	Deformável
4	Matriz	casca	Rígido

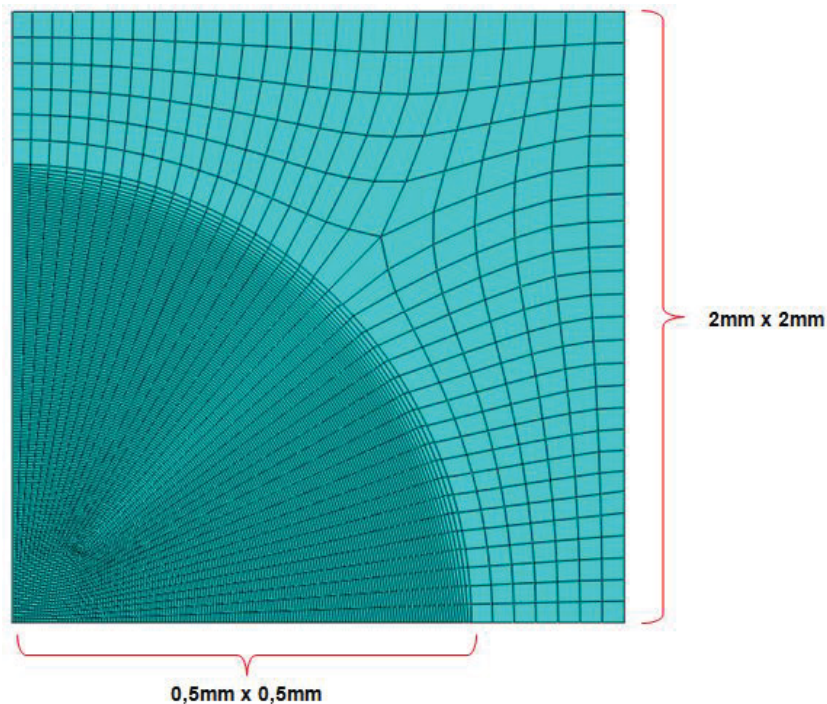
Fonte: Autoria própria

Segundo recomendação de Keeler e Menachem (2014), aos lubrificantes secos de estampagem de AHSS será atribuído um coeficiente de atrito de 0,10 na simulação. Para a comparação com os resultados práticos obtidos por Chemin Filho

(2011) atribuiu-se os três valores (58tf, 80tf e 130tf) de carga de prensa chapas nos dois critérios de fratura. A adequação para valores de entrada do ABAQUS foi realizada a partir da conversão do valor da carga para a unidade de Newton (conforme S.I.) e da divisão do valor encontrado por quatro, isso devido a simulação ser realizada utilizando apenas uma seção de um quarto de uma chapa quadrada de 200mm x 200mm.

O malhamento da chapa foi realizado na forma de elementos planos quadrangulares de 0,5mm de largura na da região em que o punção entra em contato com a chapa e 2mm de largura no área restante da chapa, ver FIGURA 32.

FIGURA 32 - MALHAMENTO UTILIZADO PARA A CHAPA NO MODELO COMPUTACIONAL.



Fonte: Autoria própria

Após o término das simulações, comparou-se a curva força x deslocamento do ensaio realizado por Chemin Filho (2011) com as curvas obtidas nas simulações realizadas neste trabalho.

3.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL NO MODELO COMPUTACIONAL

3.2.1 PROPRIEDADES MECANICAS

A caracterização do material no ABAQUS é elaborada nas seguintes etapas:

1. Definição da densidade do material e dos parâmetros do regime elástico;
2. Definição do comportamento do material no regime plástico e caracterização dos parâmetros de anisotropia;
3. Implementação do critério de ruptura.

Atribuiu-se os valores de 207 GPa para o módulo de Elasticidade e 0,3 para o coeficiente de Poisson, o valor do módulo de elasticidade foi o mesmo obtido por (LAJARIN 2012). A densidade utilizada foi de 7,8 g/cm³.

Para caracterização do regime plástico utilizou-se os valores de tensão verdadeira e deformação verdadeira obtidos do trabalho de Lajarin (2012). A curva tensão-deformação verdadeira é baseada na tensão e deformação instantânea do corpo de prova ensaiado.

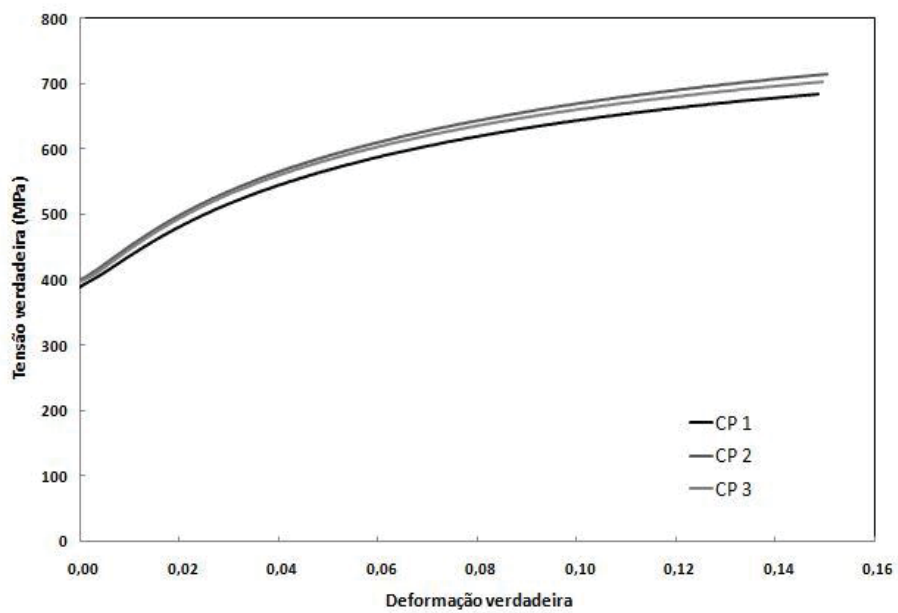
Os valores de deformação verdadeira na curva tensão x deformação verdadeira são considerados a partir do ponto em que a deformação do ensaio de tração excede o regime elástico. Os valores de tensão utilizados são apenas os obtidos após o fim do regime elástico, uma prolongação da curva é extrapolada por uma função exponencial denominada equação de Hollomon, que relaciona matematicamente os valores de tensão com deformação.

$$\sigma_v = A\varepsilon^n \tag{28}$$

Na equação (28), σ_v corresponde a tensão verdadeira e ε a deformação verdadeira. Os parâmetros A e n são, respectivamente, coeficiente de resistência e coeficiente de encruamento. Utilizou-se o valor de 1010 MPa para o coeficiente de resistência e 0,188 para o coeficiente de encruamento, ambos valores foram determinados por Lajarin (2012).

A FUGURA 33 mostra o gráfico da tensão x deformação verdadeira para o Aço DP600 em três corpos de provas diferentes (CP1,CP2 e CP3), obtido através da equação de Hollomon. Na simulação em estudo utilizou-se os valores do CP1. As demais propriedades mecânicas obtidas por Lajarin (2012) estão ilustradas na TABELA 5.

FIGURA 33 - GRÁFICO TENSÃO VERDADEIRA X DEFORMAÇÃO VERDADEIRA PARA O AÇO DP600.



Fonte: (LAJARIN 2012)

TABELA 5 - PROPRIEDADES MECÂNICAS PARA O AÇO DP600.

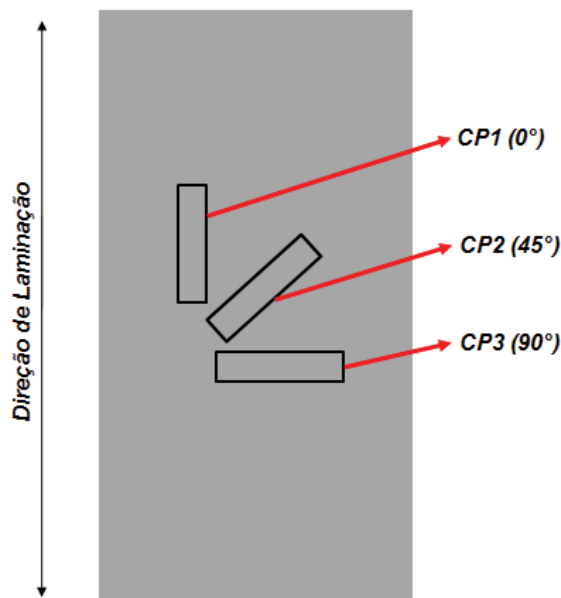
σ_e (MPa)	σ_{LRST} (MPa)	%AL	E (GPa)	A(MPa)	n
387	605	23	207	1010	0,188

Fonte: Lajarin (2012)

3.2.2 PARAMETROS DE ANISOTROPIA

. A Anisotropia é uma característica de um material no qual o mesmo apresenta diferentes propriedades físicas para diferentes direções cristalográficas. Como os aços para estampagem são materiais policristalinos obtidos em forma de chapas finas, eles sofrem diversas etapas de conformação durante seu processo de laminação. Durante este processo de laminação o grão do material tende a alongar no sentido em que os mesmos são tracionados, tal sentido proverá uma maior resistência deste material quando o mesmo se submeter a esforços mecânicos nesta direção de laminação. Para avaliação de qual direção de laminação dispõe das melhores propriedades mecânicas, utiliza-se três ensaios de tração uniaxiais com corpos de prova (CP) de três direções diferentes obtidos do material da chapa utilizada. O corpo de prova no sentido 0° é obtido na mesma direção de laminação da chapa, o corpo de prova de 90° é obtido da direção transversal do CP de 0° e o CP de 45° é ângulo médio entre os CPs de 0° e 90° . A FIGURA 34 ilustra as orientações dos CPs para realização de um ensaio de anisotropia.

FIGURA 34 - REPRESENTAÇÃO DAS DIREÇÕES UTILIZADAS PARA ENSAIOS DE ANISOTROPIA.



Fonte: Autoria própria

O CP utilizado foi obtido na direção 0°. O índice mecânico r também chamado de coeficiente de Lankford representa o grau de anisotropia plástica de um material, ele é obtido pela equação abaixo:

$$r = \frac{\ln(w_0/w_f)}{\ln(l_f w_f/l_0 w_0)} \quad (29)$$

Onde w_0 e w_f são respectivamente largura inicial e final do CP, e l_0 e l_f são respectivamente o comprimento inicial e final do CP.

Os valores de entrada para Anisotropia no ABAQUS são obtidos a partir dos coeficientes R que são obtidos a partir dos coeficientes r para as três direções de laminação.

O comportamento plástico segundo modelo de escoamento por Hill é redigido pelo seguinte equacionamento, conforme manual do software ABAQUS:

$$f(\sigma) = \sqrt{F.(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G.(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H.(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2.L.\sigma_{23}^2 + 2.M.\sigma_{31}^2 + 2.N.\sigma_{12}^2} \quad (30)$$

Onde os parâmetros F, G, H, L, M e N dependem das relações anisotrópicas da tensão de escoamento nas direções de um elemento cúbico ($R_{11}, R_{22}, R_{33}, R_{12}, R_{23}$ e R_{13}). Essas relações são calculadas com base nos coeficientes médios de anisotropia em cada direção ($r_{0^\circ}, r_{45^\circ}$ e r_{90°), que foram determinados experimentalmente por Lajarin (2012).

As relações matemáticas para obtenção das relações anisotrópicas que foram inseridas no modelo são:

$$R_{11} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0 + 1)}{r_0(r_{90} + 1)}} \quad (31)$$

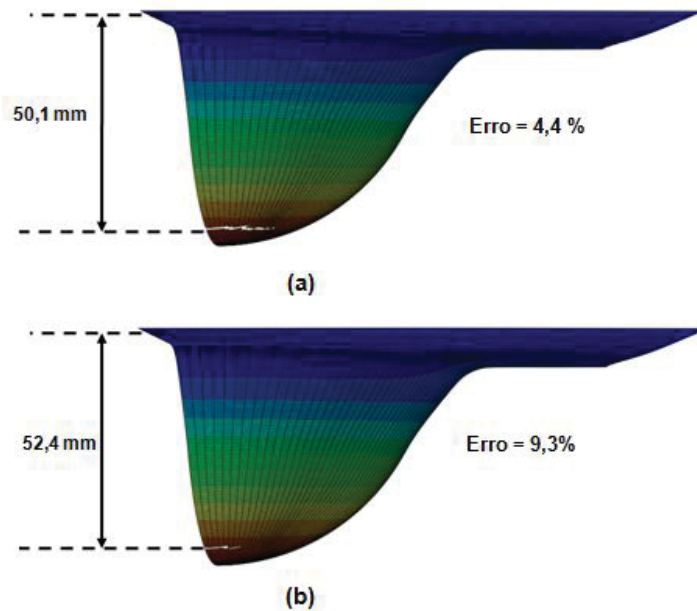
$$R_{22} = \sqrt{\frac{r_{90}(r_0 + 1)}{(r_0 + r_{90})}}$$

$$R_{12} = \sqrt{\frac{3(r_0 + 1)r_{90}}{(2r_{45} + 1)(r_0 + r_{90})}}$$

Os parâmetros R_{11} , R_{22} e R_{12} , segundo Nihare (2009), são importantes para representar a anisotropia plana e a eles atribuíram-se os valores de 1,069; 0,955 e 0,926, respectivamente. Para os demais valores de R atribuiu-se o valor de 1.

Para a validação da efetividade dos parâmetros de anisotropia, realizou-se duas simulações comparativas com o mesmo critério de ruptura. Uma simulação foi modelada com os parâmetros de anisotropia na caracterização do material e outra simulação foi elaborada sem os parâmetros de anisotropia. Observou-se que a simulação com os parâmetros de anisotropia inseridos obteve erros menores quando comparada a simulação que desconsiderou os efeitos de anisotropia na caracterização do material. Observou-se uma diferença de 2,3mm de profundidade de estampagem máxima entre as duas simulações, a simulação com os valores de anisotropia inseridos obteve uma profundidade de estampagem de 50,1mm enquanto a simulação sem os valores obteve uma profundidade de 52,4mm. A FIGURA 35 ilustra a comparação entre as duas simulações para a validação dos efeitos da anisotropia na simulação numérica de um estiramento via método dos elementos finitos.

FIGURA 35 - COMPARAÇÃO ENTRE PROFUNDIDADES DE ESTAMPAGEM EM SIMULAÇÕES COM: (a) COM PARAMETROS DE ANISTROPIA INSERIDOS (b) SEM PARAMETROS DE ANISTROPIA INSERIDOS.



Fonte: Autoria própria

O erro foi calculado com base no resultado obtido do ensaio prático realizado por Chemin Filho (2011).

Os próximos tópicos irão descrever a maneira em que os critérios de ruptura do material foram inseridos no modelo computacional.

3.2.3 IMPLEMENTAÇÃO DO MODELO DANO DUCTIL

Uma das dificuldades de obtenção das equações que descrevem o critério de ruptura do material é a determinação das constantes e parâmetros de calibração C_1 , C_2 , e C_3 . Uma vez que as constantes são determinadas, a equação do critério de falha do dano dúctil dependerá apenas do valor da tensão triaxial para determinação da deformação equivalente a fratura.

Na seção 2.7 deste trabalho foi descrita a determinação da curva $\bar{\epsilon}_f \times \eta_f$ por diversos ensaios pontuais onde os resultados eram plotados diretamente nas coordenadas do gráfico. Quando a equação do critério adotado é conhecida,

outro método similar a este descrito anteriormente é realizar a mesma sequência de ensaios, porém desta vez a quantidade de ensaios necessários será indicada pela quantidade de constantes presentes na equação que rege o critério de falha. Por exemplo, para o modelo de Johson-Cook serão necessários no mínimo três ensaios para calibração da equação de ruptura, enquanto para o modelo da Teoria da Máxima Tensão Cisalhante (MSS) apenas um ensaio será necessário para a determinação do envelope de fratura. Tais aspectos são atrativos, pois tornam um critério de falha de mais fácil obtenção quando comparado ao outro.

Habibi et al. (Habibi, Ramazani e Prael 2017) determinou as constantes e parâmetros para calibração dos critérios Mohr-Coulomb Modificado, Máxima Tensão Cisalhante, Johson-Cook, Lou e Huh e Oh et al. para o aço DP600. Tais valores serão utilizados para a determinação do envelope de fratura a ser inserido nas simulações dos ensaios de estampagem via elementos finitos, ver TABELA 6.

TABELA 6 - VALORES DAS CONSTANTES DE CALIBRAÇÃO OBTIDAS POR HABIBI ET AL.(2017).

<i>Critério de Ruptura</i>	<i>C₁</i>	<i>C₂</i>	<i>C₃</i>
<i>Mohr-Coulomb Modificado</i>	<i>0,02</i>	<i>465,07</i>	<i>0,97</i>
<i>Máxima Tensão Cisalhante</i>	<i>N/A</i>	<i>470,65</i>	<i>N/A</i>
<i>Johson-Cook</i>	<i>0,13</i>	<i>0,52</i>	<i>0,76</i>
<i>Lou e Huh</i>	<i>4,55</i>	<i>0,69</i>	<i>1,06</i>
<i>Oh at al.</i>	<i>0,51</i>	<i>N/A</i>	<i>N/A</i>

Fonte: Autoria própria

Habibi et al. (Habibi, Ramazani e Prael 2017) inseriu as equações dos critérios de ruptura em função da triaxilidade e do parâmetro de Lode μ conforme descrito abaixo:

Mohr Coulomb Modificado:

$$\bar{\varepsilon}_f = \left\{ \frac{A}{C_2} \left[C_3 + \frac{\sqrt{3}}{2 - \sqrt{3}} (1 - C_3) \left(\sqrt{\frac{3 + \mu^2}{3}} - 1 \right) \right] X \left[\sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3 + \mu^2}} + C_1 \left(\eta + \frac{1}{3} \left(\frac{-\mu}{\sqrt{3 + \mu^2}} \right) \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (32)$$

Tensão Cisalhante Máxima:

$$\bar{\varepsilon}_f = \left\{ \frac{A}{C_2 \sqrt{3 + \mu^2}} \right\}^{-\frac{1}{n}} \quad (33)$$

Johson-Cook:

$$\bar{\varepsilon}_f = C_1 + C_2 e^{(-C_3 \eta)} \quad (34)$$

Lou e Huh:

$$\bar{\varepsilon}_f = C_1 \left(\frac{2}{3\sqrt{3 + \mu^2}} \right)^{-C_2} \left(\frac{1 + 3\eta}{2} \right)^{-C_3} \quad (35)$$

Oh et al.:

$$\bar{\varepsilon}_f = C_1 \left\{ \eta + \frac{3 - \mu}{3\sqrt{3 + \mu^2}} \right\}^{-1} \quad (36)$$

Para deixar todas as equações em função apenas da triaxilidade, algumas considerações e equacionamentos tiveram que ser realizados.

Utilizando as simplificações propostas por (Bai e Wierzbicki 2010) pode-se relacionar o parâmetro de Lode com as funções simplificadoras do critério do Dano Dúctil e ângulo de Lode com as relações abaixo:

$$\begin{aligned}
f_1 &= \cos\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) = \frac{\sqrt{3}}{\sqrt{3 + \mu^2}} \\
f_2 &= \text{sen}\left(\frac{\bar{\theta}\pi}{6}\right) = \frac{-\mu}{\sqrt{3 + \mu^2}}
\end{aligned}
\tag{37}$$

Realizando a substituição das equações (37) nas equações (32), (33), (35) e (36) obtêm-se os critérios de ruptura utilizados por Habibi et al. (Habibi, Ramazani e Prahli 2017) somente em função da triaxialidade e das constantes plásticas da equação de Hollomon.

Mohr Coulomb Modificado:

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A \cdot f_3}{C_2} \left[\sqrt{\frac{1 + C_1^2}{3}} \cdot f_1 + C_1 \left(\eta + \frac{f_2}{3} \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n}}
\tag{38}$$

Tensão Cisalhante Máxima:

$$\bar{\epsilon}_f = \left\{ \frac{A \cdot f_1}{C_2 \sqrt{3}} \right\}^{-\frac{1}{n}}
\tag{39}$$

Johson-Cook:

$$\bar{\epsilon}_f = C_1 + C_2 e^{(-C_3 \eta)}
\tag{40}$$

Lou e Huh:

$$\bar{\epsilon}_f = C_1 \left(\frac{2\sqrt{3}}{9} f_1 \right)^{-C_2} \left(\frac{1 + 3\eta}{2} \right)^{-C_3}
\tag{41}$$

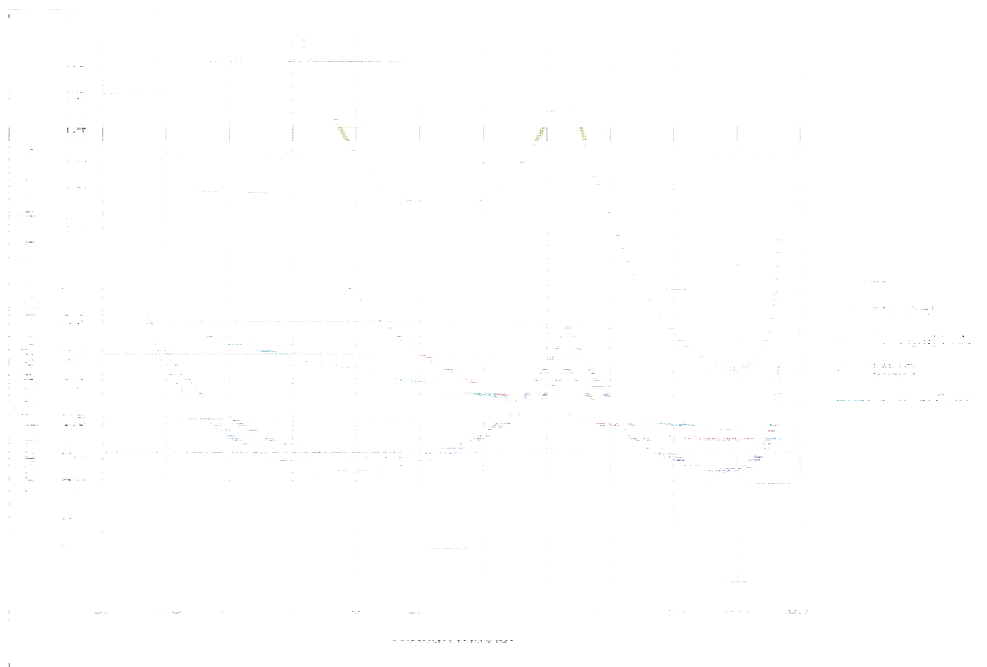
Oh et al.:

$$\bar{\epsilon}_f = C_1 \left(\eta + \frac{f_1}{\sqrt{3}} + \frac{f_2}{3} \right)^{-1} \quad (42)$$

O critério de Johnson-Cook não precisou ser alterado pelas simplificações das equações (37), pois o mesmo depende somente da tensão triaxial em todas suas formulações. Como os valores das constantes plásticas foram obtidos por um ensaio de tração realizado por Lajarin (2012), todos os dados para obtenção da curva do critério de ruptura são determinados.

A FIGURA 36 mostra as curvas obtidas para os critérios de ruptura do dano dúctil com triaxilidade variando na faixa de -0,333 até 0,667.

FIGURA 36 - ENVELOPES DE FRATURA OBTIDOS COM AS CONSTANTES DE CALIBRAÇÃO OBTIDAS POR HABIBI ET AL. (2017).

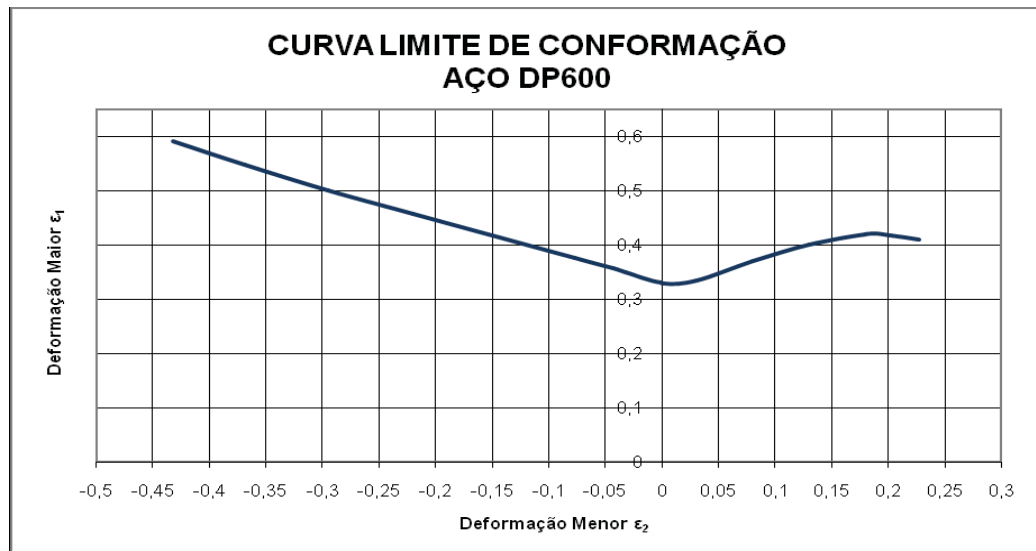


Fonte: Autoria própria

3.2.4 IMPLEMENTAÇÃO DA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO

O critério de ruptura da curva limite de conformação (CLC) é denominado como FLD (“Forming Limit Diagram”) do software ABAQUS. O FLD emprega os pontos obtidos da CLC do material como parâmetro de entrada. Para o modelo em estudo, utilizou-se os dados da curva CLC obtida pelo ensaio Nakazima para o aço DP600 realizado por Chemin Filho (2011), ver FIGURA 37.

FIGURA 37 - CURVA CLC OBTIDO POR CHEMIN FILHO (2011) PARA O AÇO DP600.



Fonte: (CHEMIN FILHO 2011)

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Para a carga de 58tf observou-se uma maior aproximação dos resultados práticos obtidos por Chemin Filho (2011) para o critério da FLD (Curva Limite de Conformação) e para o critério de Lou e Huh conforme histórico do força do punção pelo deslocamento ilustrado na FIGURA 38. Segundo manual do usuário do Abaqus (Abaqus Users guide, 2014) a oscilação das curvas força por deslocamento obtidas pelos critérios de ruptura deve-se aos experimentos computacionais terem sido executados no modo dinâmico explícito e com um baixo incremento de período de tempo, os quais ocasionam ruídos de alta frequência no modelo. Porém, as oscilações das curvas força por deslocamento do critério de falha não interferem no deslocamento final do punção nos experimentos.

Uma das vantagens da análise dinâmica explícita é um menor tempo de iterações quando comparado ao modo estático ou quase-estático.

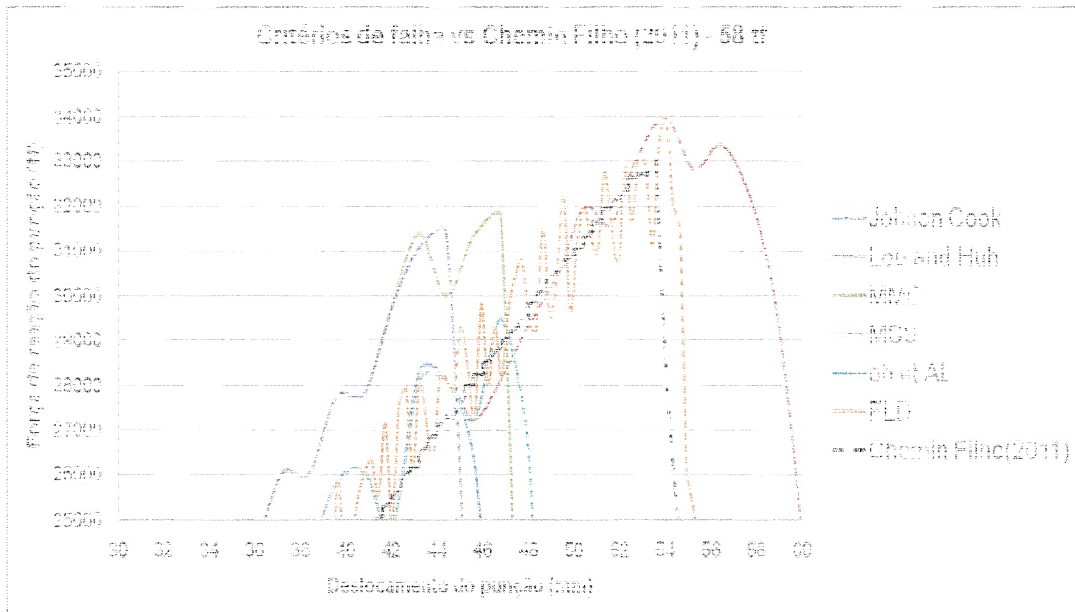
O erro de simulação foi calculado pela relação abaixo:

$$\% \text{ erro de simulação} = \frac{d_{\text{computacional}} - d_{\text{Chemin Filho (2011)}}}{d_{\text{Chemin Filho (2011)}}} \quad (29)$$

Onde $d_{\text{computacional}}$ é o deslocamento do punção obtido pela modelo computacional com os critérios de ruptura inseridos e $d_{\text{Chemin Filho (2011)}}$ é o deslocamento do punção obtido na curva força por deslocamento obtida por Chemin Filho (2011).

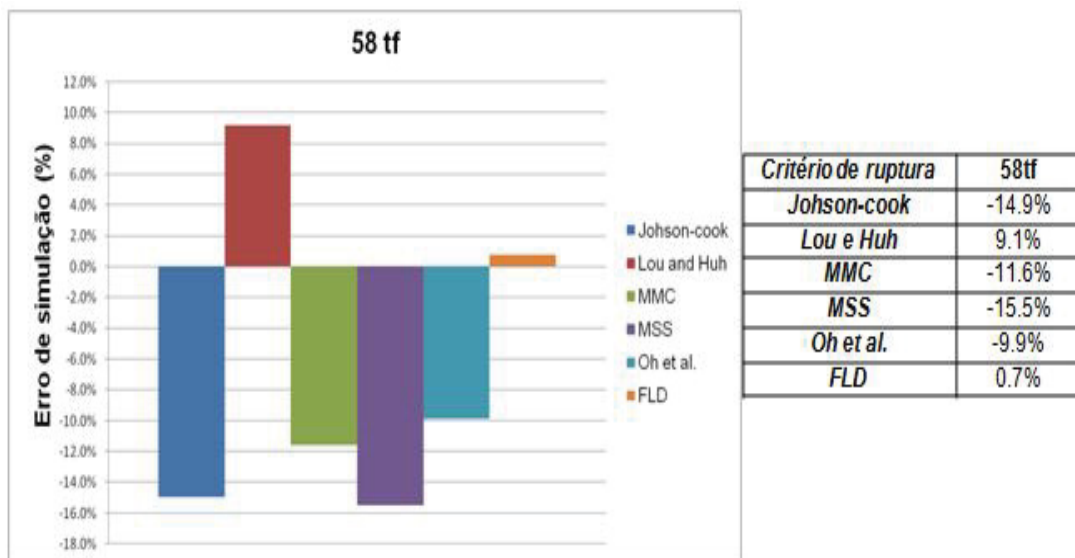
A FIGURA 39 mostra os erros obtidos para os critérios de falha implementados computacionalmente. O critério de Lou e Huh obteve o segundo menor erro, ficando atrás somente dos resultados obtidos com o critério da CLC.

FIGURA 38 - HISTÓRICO DA FORÇA DE REAÇÃO DO PUNÇÃO PELO DESLOCAMENTO PARA A CARGA DE 58tf.



Fonte: Autoria própria

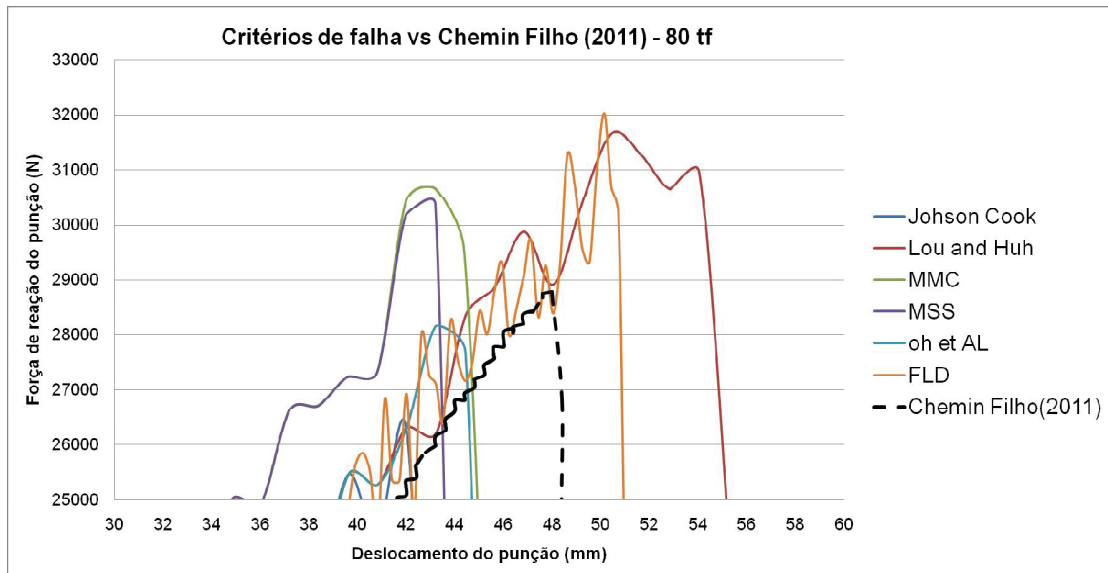
FIGURA 39 - ERROS OBTIDOS PELOS MODELOS COMPUTACIONAIS PARA A CARGA DE 58tf.



Fonte: Autoria própria

A FIGURA 40 mostra a curva força por deslocamento para a carga de 80 tf.

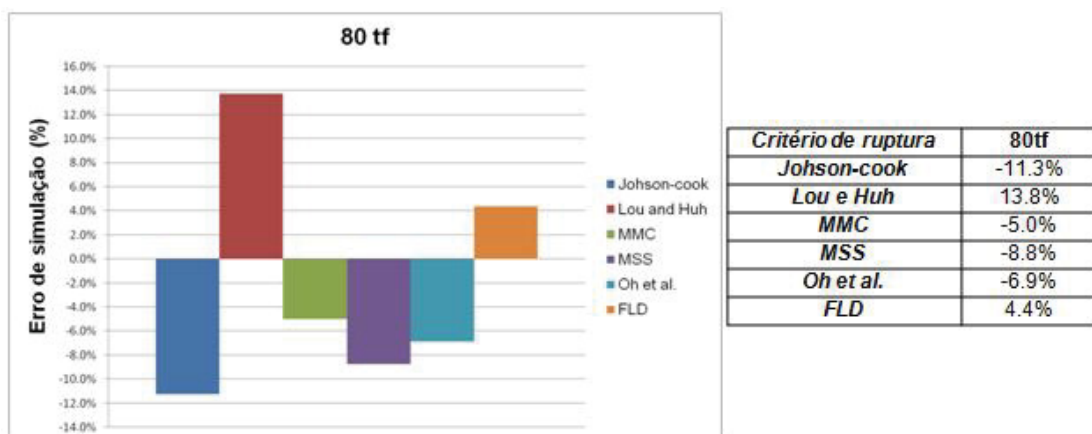
FIGURA 40 - HISTÓRICO DA FORÇA DE REAÇÃO DO PUNÇÃO PELO DESLOCAMENTO PARA A CARGA DE 80tf.



Fonte: Autoria própria

Para esta carga de prensa-chapas, os critérios que mais se aproximaram de Chemin Filho (2011) foram o FLD e o Mohr-Coulomb Modificado (MMC), ver os erros de simulação na FIGURA 41.

FIGURA 41 - ERROS OBTIDOS PELOS MODELOS COMPUTACIONAIS PARA A CARGA DE 80tf.



Fonte: Autoria própria

Uma hipótese para justificar a magnitude dos erros pode ser atribuída a diferentes propriedades mecânicas dos aços DP600 utilizados por Chemin Filho (2011), Habibi (2017) e Lajarin (2012). Para a caracterização do material no modelo computacional utilizou-se os dados para o aço DP600 obtidos por Lajarin (2012), porém as constantes de calibração dos critérios de ruptura foram calibradas por ensaios práticos e computacionais para o aço DP600 utilizado por Habibi (2017). Um fato que justifica a diferença entre os materiais é suas diferentes composições causando propriedades mecânicas diferentes. A TABELA 7 compara as composições entre os aços DP600 utilizados por diferentes autores.

TABELA 7 - DIFERENTES COMPOSIÇÕES DO AÇO DP600.

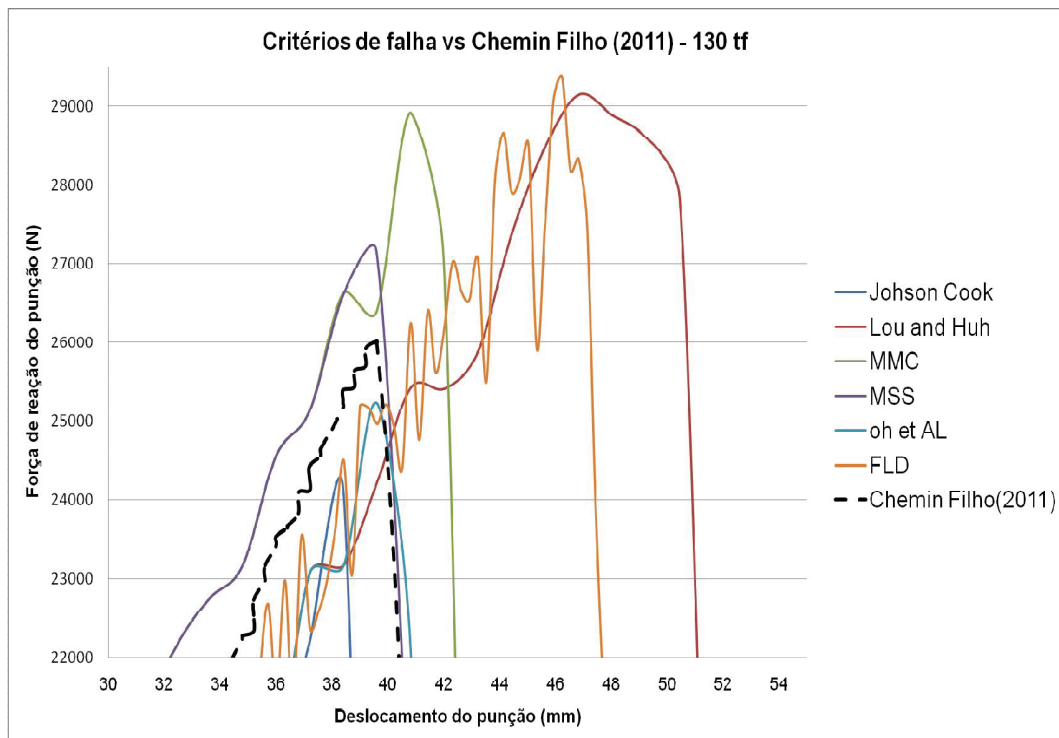
Composição química do aço DP600 (partes da massa em %)												
Ensaio de laboratório												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	Zr	Ti	Ni	Mo	Cu
0,086	0,053	1,739	0,027	0,007	0,031	0,048	0,028	0,006	0,004	0,029	0,226	0,0094
Fornecida pelo fabricante												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	V	Ti	Ni	Mo	N
0,07	0,01	1,66	0,019	0,005	0,043	0,03	0,015	<0,005	<0,005	0,02	0,16	0,0058
(Kim et al, 2011)												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	V	Ti	Ni	Mo	Cu
0,092	0,123	1,7	0,016	0,001								
(Uthaisangsuk et al, 2011)												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	V	Ti	Ni	Mo	Cu
0,072	0,246	1,58	0,015	0,001	0,031	0,053						0,010
(Farabi et al, 2010)												
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	V	Ti	Ni	Mo	Cu
0,09	0,36	1,84		0,005	0,05	0,02					0,01	0,03

Fonte: Chemin Filho (2011).

Observa-se na TABELA 7 variações significativas entre as composições de carbono e manganês, os quais são elementos responsáveis pelo aumento da resistência nos aços DP (Demeri 2013).

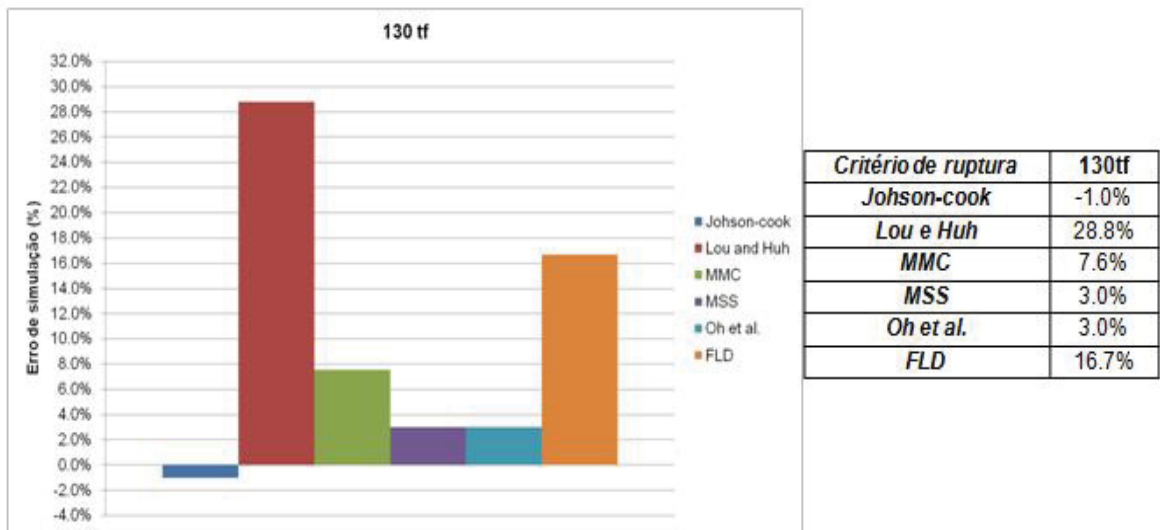
A FIGURA 42 mostra a curva força por deslocamento para a carga de 130tf. Os critérios de Johson-Cook, MSS e Oh *et al.* foram os que mais se aproximaram dos resultados obtidos por Chemin Filho (2011). Os erros de simulação para a carga de 130tf estão na FIGURA 43. Nesta carga de prensa-chapas, observou-se que o critério da FLD obteve o segundo maior erro e o critério de Oh *et al.* forneceu o menor erro. A vantagem do critério de Oh *et al.* resultar em um baixo erro, é devido ao fato deste modelo necessitar de apenas um ensaio prático para sua determinação. O uso de tal critério pode ser viável em casos em que a restrição na chapa é elevada.

FIGURA 42 - HISTÓRICO DA FORÇA DE REAÇÃO DO PUNÇÃO PELO DESLOCAMENTO PARA A CARGA DE 130tf.



Fonte: Autoria própria

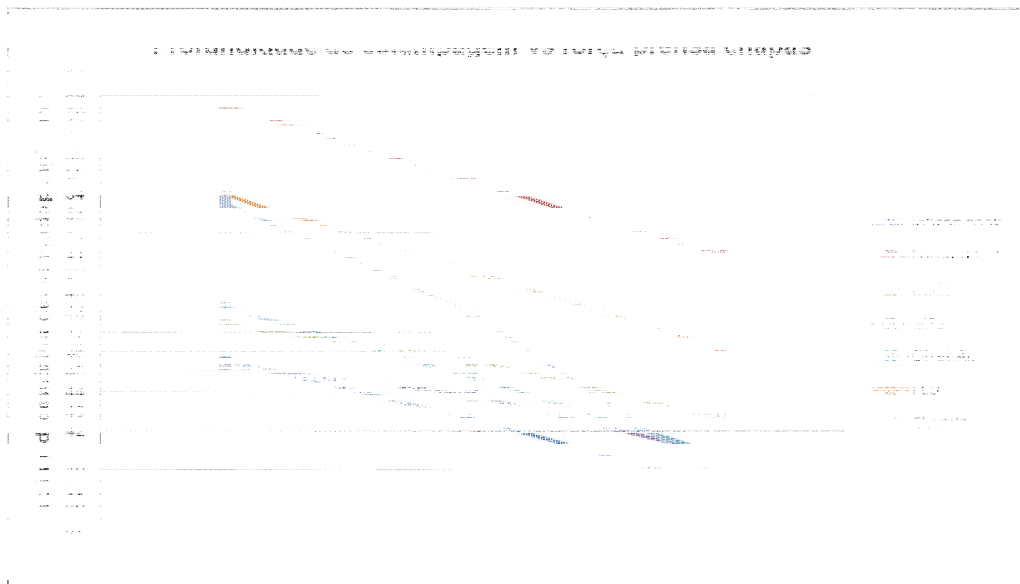
FIGURA 43 - ERROS OBTIDOS PELOS MODELOS COMPUTACIONAIS PARA A CARGA DE 130tf.



Fonte: Autoria própria

A FIGURA 44 e a TABELA 8 resumem os resultados para os experimentos realizados para as três cargas de prensa-chapas (58tf, 80tf e 130tf).

FIGURA 44 - COMPARAÇÃO ENTRE OS RESULTADOS OBTIDOS.



Fonte: Autoria própria

TABELA 8 - PROFUNDIDADES DE ESTAMPAGEM OBTIDAS NOS EXPERIMENTOS.

<i>Critério de ruptura</i>	<i>Johson-cook</i>	<i>Lou e Huh</i>	<i>MMC</i>	<i>MSS</i>	<i>Oh et al.</i>	<i>FLD</i>	<i>Chemin Filho (2011)</i>
58tf	45.6	58.5	47.4	45.3	48.3	54	53.6
80tf	42.6	54.6	45.6	43.8	44.7	50.1	48
130tf	39.2	51	42.6	40.8	40.8	46.2	39.6

Fonte: Autoria própria

Dentre os menores erros obtidos para as três cargas de prensa-chapas, o que obteve resultados com maiores erros foi para a carga intermediária de 80tf, onde erro foi de 5% para o critério MMC e 4,4% para o critério FLD. Para a carga de 58tf, o critério FLD foi capaz de aproximar-se do resultado de Chemin Filho (2011) na faixa de 0,7% de erro, enquanto o critério de Lou e Huh obteve um erro de 9,1%.

Para a carga de 130 tf, o erro de aproximação obtidos pelos critérios de Johson-Cook e Oh et al foram de 1% e 3% respectivamente.

A maioria dos valores de profundidade máxima do punção obtida para os critérios de ruptura simulados computacionalmente obtiveram uma tendência linear ou muito próxima de linear, já os resultados obtidos por Chemin Filho (2011) desviam da tendência obtida dos resultados dos ensaios computacionais. Tal comportamento dos resultados computacionais podem ser justificados pela não consideração da alteração do módulo de elasticidade durante a deformação plástica no processo de estampagem, parâmetros de lubrificação e taxa de deformação diferentes dos utilizados por Chemin Filho (2011) também podem ser atribuídos como possíveis causadores das divergências.

4.1 VALIDAÇÃO DAS CONSTANTES DE CALIBRAÇÃO

Os critérios da Máxima Tensão Cisalhante (MSS – “Maximum Shear Stress”) e o critério de Oh *et al.* exigem apenas um ensaio prático para determinação de seu envelope de fratura. Para uma triaxilidade fixa de 0.33, um ensaio de tração uniaxial é capaz de fornecer todas as variáveis necessárias para determinação do envelope da fratura ($\sigma_2 = \sigma_3 = 0$).

Elaborou-se um modelo computacional no Abaqus de um ensaio de tração uniaxial com os propriedades mecânicas do aço DP600 obtidas por Lajarin (2012), o

objetivo do ensaio é determinar as constantes de calibrações dos critérios para posterior obtenção das equações dos critérios da Máxima Tensão Cisalhante (MSS) e de Oh *et al.*

Isolando as constantes para os critérios de MSS e Oh *et al.* nas equações da Figura, obtém-se as seguintes relações para os respectivos critérios:

Máxima Tensão Cisalhante:

$$C_2 = \frac{A \cdot f_1}{\sqrt{3}} \varepsilon_f^n \quad (30)$$

Oh *et al.*:

$$C_1 = \varepsilon_f \left(\eta + \frac{f_1}{\sqrt{3}} + \frac{f_2}{3} \right) \quad (31)$$

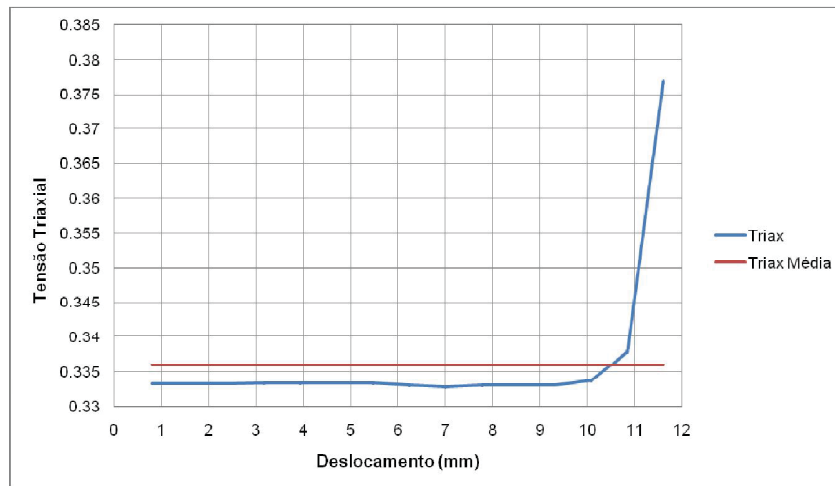
Os valores f_1 e f_2 dependem apenas da tensão triaxial conforme equações (16) e (17).

Elaborou-se o modelo computacional do ensaio de tração no modo dinâmico explícito com as mesmas características de material no regime elástico e plástico do aço DP600 utilizado por Lajarin (2012). Inseriu-se um deslocamento de 12 mm na extremidade do CP. Utilizou-se um corpo de prova sólido deformável com 10 elementos distribuídos na direção da espessura. Devido à simetria do ensaio, o modelamento foi realizado em apenas metade do corpo de prova. Com objetivo de maior precisão nos resultados, utilizou-se um malhamento refinado de 0,1 na região de maior estrição no corpo de prova.

O critério de parada para o modelo será o mesmo deslocamento máximo antes da ruptura obtido nos ensaios realizados por Lajarin (2012). Obteve-se um valor de 0,77 de deformação plástica equivalente para a fratura nos ensaios computacionais.

A FIGURA 45 mostra o histórico da tensão triaxial ao longo do deslocamento do corpo de prova durante o ensaio de tração. Utilizou-se o valor médio do histórico de triaxilidade para obtenção da constante de calibração.

FIGURA 45 - HISTÓRICO DA TRIAXILIDADE PELO DESLOCAMENTO PARA O ENSAIO DE TRAÇÃO COMPUTACIONAL.



Fonte: Autoria própria

A TABELA 9 compara os valores obtidos das constantes de calibração para o aço DP600 por Habibi et al. (Habibi, Ramazani e Prahil 2017) e pelo ensaio de tração uniaxial realizado por Lajarin (2012).

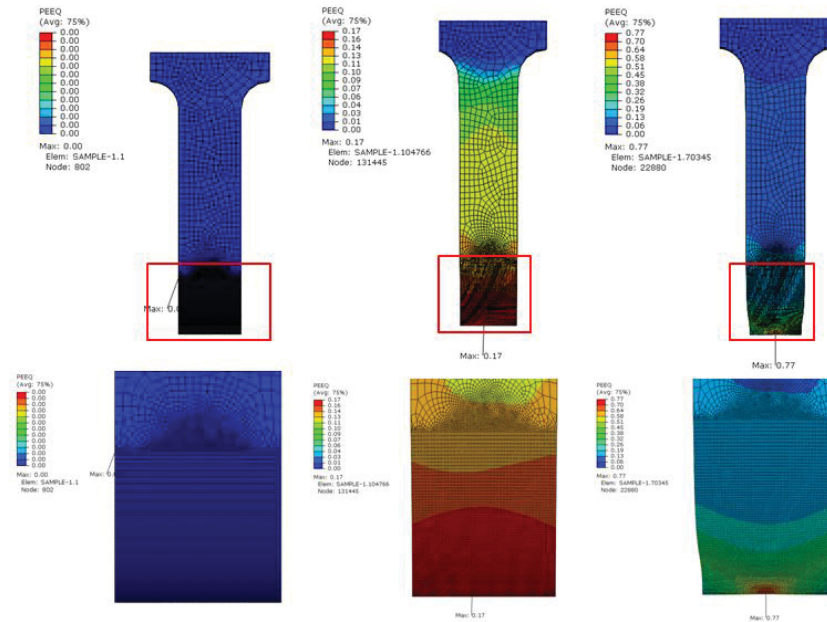
TABELA 9 - COMPARAÇÃO ENTRE AS CONSTANTES DE CALIBRAÇÃO OBTIDAS POR HABIBI (2017) VS CONSTANTES OBTIDAS COM OS PARAMETROS DE LAJARIN (2012).

<i>Critério de Ruptura</i>	<i>Parâmetro</i>	<i>Habibi (2017)</i>	<i>Lajarin (2011)</i>
<i>MSS</i>	C_2	<i>470,65</i>	<i>480,9</i>
<i>Oh et al.</i>	C_1	<i>0,51</i>	<i>0,77</i>

Fonte: Autoria própria

O modelamento do ensaio de tração com pode ser observado na FIGURA 46.

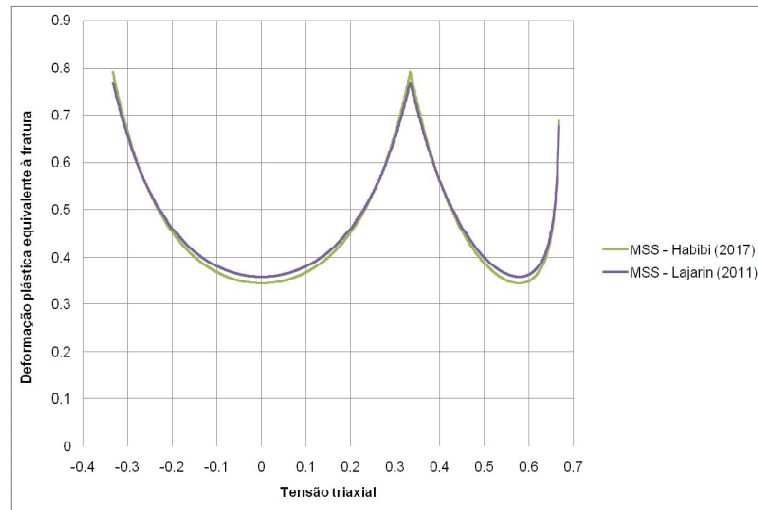
FIGURA 46 - MODELO COMPUTACIONAL DO ENSAIO DE TRAÇÃO.



Fonte: Autoria própria

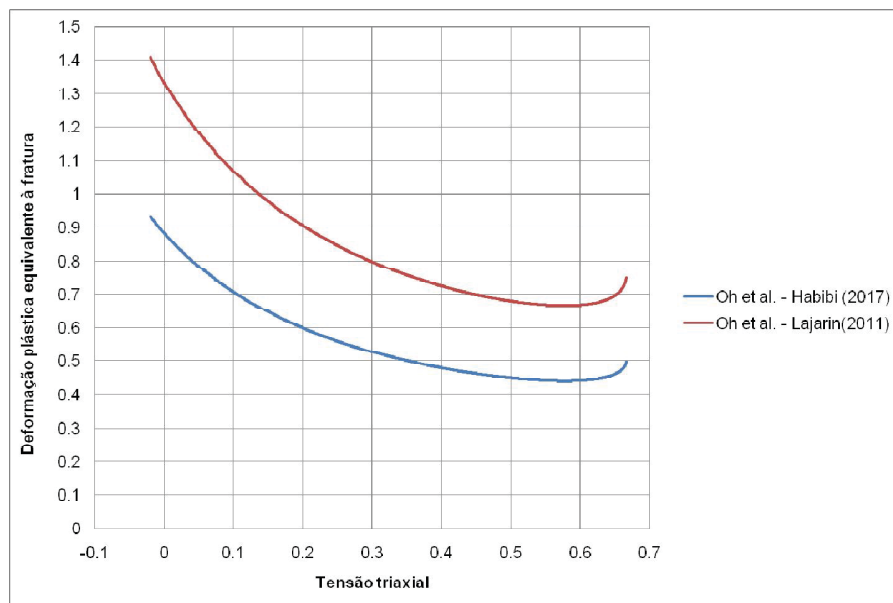
Com os valores das constantes determinadas, obtêm-se as curvas que regem o critério de ruptura da máxima tensão cisalhante (MSS) e Oh et al. para o DP600 utilizado por Lajarin (2012). A FIGURA 47 compara os envelopes de fratura obtidos com as constantes de calibração obtidas com os dados de Lajarin (2012) e Habibi *et al.* (2017), observa-se que as curvas possuem valores muito próximos. Para a FIGURA 48 é comparada as curvas para o critério de Oh *et al.*, as curvas não tiveram valores próximos assim como observou-se para o critério da MSS na FIGURA 46. Pode-se atribuir como causador da divergência o valor da deformação equivalente plástica para a fratura (ϵ_f) obtida nos ensaios realizados por Lajarin (2012) e Habibi et al. (2017), visto que a constante de calibração do modelo de Oh et al. para um triaxialidade fixa, depende somente da variável ϵ_f conforme equação (31).

FIGURA 47 - COMPARAÇÃO ENTRE ENVELOPES DE FRATURA DO CRITÉRIO MSS OBTIDOS COM AS CONSTANTES DE HABIBI ET AL. (2017) VS CRITÉRIO OBTIDO COM AS CONSTANTES OBTIDAS COM PARÂMETROS DE LAJARIN (2012).



Fonte: Autoria própria

FIGURA 48 - COMPARAÇÃO ENTRE ENVELOPES DE FRATURA DO CRITÉRIO OH ET AL. OBTIDOS COM AS CONSTANTES DE HABIBI ET AL. (2017) VS CRITÉRIO OBTIDO COM AS CONSTANTES OBTIDAS COM PARÂMETROS DE LAJARIN (2012).

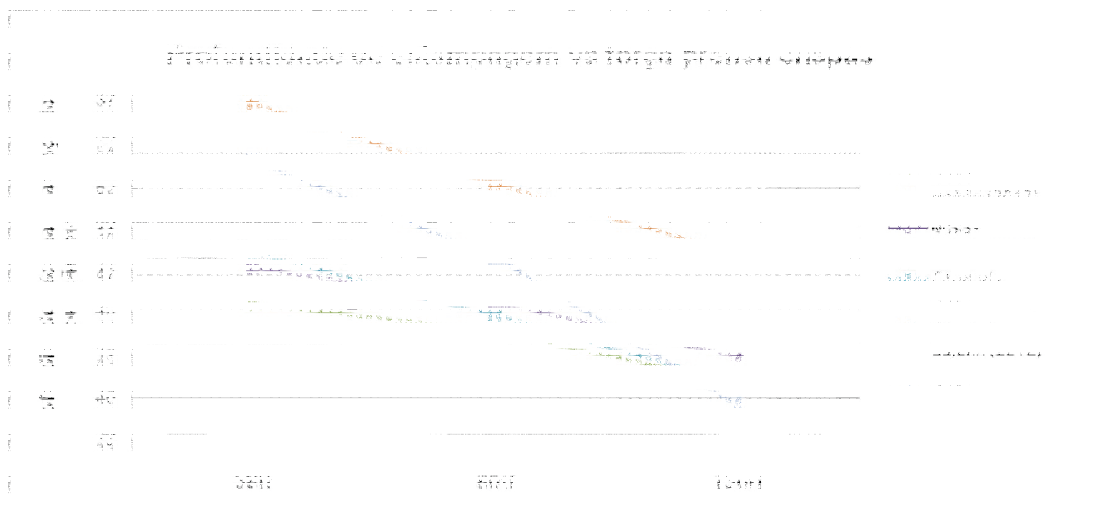


Fonte: Autoria própria

Reinserindo as novas equações com os critérios de ruptura obtidos pelos resultados do ensaio de tração uniaxial realizado por Lajarin (2012) no mesmo modelo de ensaio de estampagem implementado no software Abaqus, obtêm-se outros valores de profundidade de avanço do punção quando comparado aos valores obtidos pelos critérios de ruptura levantados com os parâmetros obtidos por Habibi et al.(2017).

A FIGURA 49 compara as novas profundidades de estampagem obtidas com os novas curvas de ruptura obtidas com os dados de Lajarin (2012) com as curvas levantadas com os dados de Habibi et al. (2017).

FIGURA 49 - COMPARAÇÃO ENTRE PROFUNDIDADE DE AVANÇO DO PUNÇÃO PARA OS CRITÉRIOS OBTIDOS COM AS CONSTANTES OBTIDAS POR HABIBI (2017) VS CONSTANTES OBTIDAS COM PARAMETROS DO ENSAIO DE TRAÇÃO REALIZADO POR LAJARIN (2012).

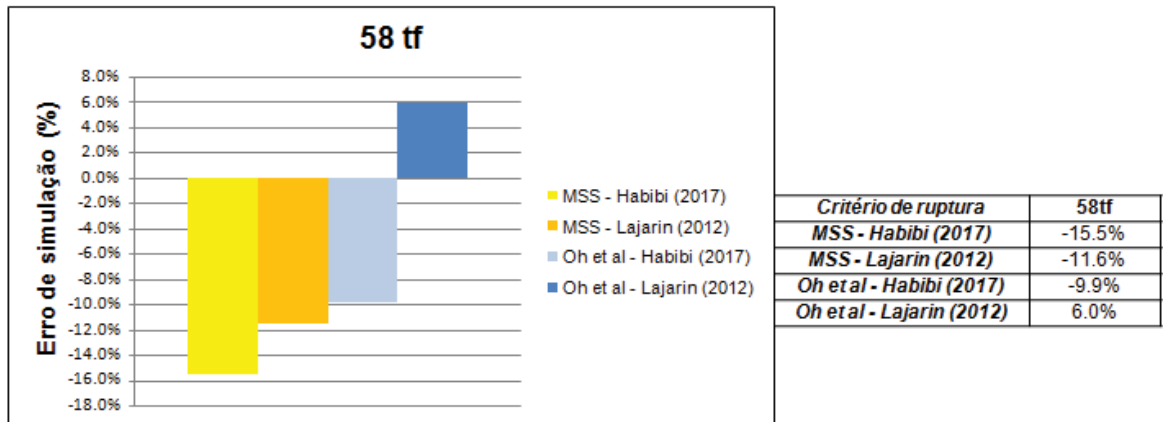


Fonte: Autoria própria

Calculou-se novamente os erros de simulação comparando as profundidades de estampagem resultantes dos critérios de ruptura levantados com as constantes de calibração obtidas por Habibi (2017) com as constantes obtidas com o resultados do ensaio de tração do aço DP600 realizado por Lajarin (2012).

A FIGURA 50 ilustra os erros obtidos para os critérios Oh et. al e máxima tensão cisalhante (MSS) com as constantes obtidas por Habibi (2017) e Lajarin (2012).

FIGURA 50 - ERROS OBTIDOS PARA A CARGA DE 58 tf.



Fonte: Autoria própria

Para a carga de 58tf, notou-se um aumento da aproximação para os resultados obtidos por Chemin Filho (2011) para os critérios de ruptura obtidos pelos dados de Lajarin (2012).

Os valores das profundidades de estampagem obtidas podem ser observados na TABELA 10.

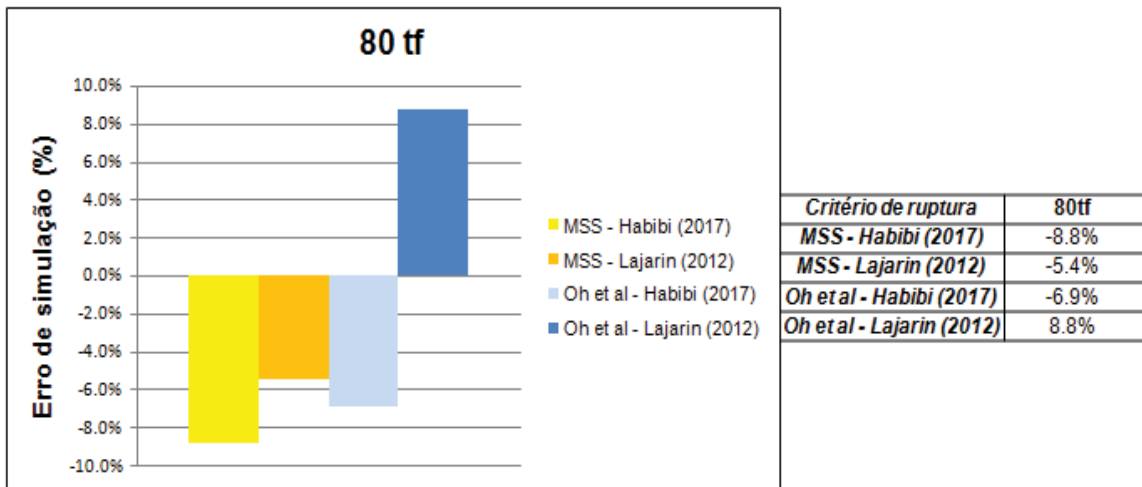
TABELA 10 - VALORES DE PROFUNDIDADE DE ESTAMPEM OBTIDOS COM AS NOVAS CONSTANTES DE CALIBRAÇÃO OBTIDAS COM OS DADOS DE LAJARIN (2012).

<i>Critério de ruptura</i>	<i>MSS - Habibi (2017)</i>	<i>MSS - Lajarin (2012)</i>	<i>Oh et al - Habibi (2017)</i>	<i>Oh et al - Lajarin (2012)</i>	<i>Chemin Filho (2011)</i>
58tf	45.3	47.4	48.3	56.8	53.6
80tf	43.8	45.4	44.7	52.2	48
130tf	40.8	42.4	40.8	48.2	39.6

Fonte: Autoria própria

Os erros para a carga de 80tf estão ilustrados na FIGURA 51. O critério da Máxima tensão Cisalhante (MSS) obtido com os dados para o DP600 de Lajarin (2012) obteve o segundo menor erro de aproximação dentre todos os critérios de ruptura utilizados para a carga de prensa-chapas de 80tf, perdendo apenas do critério da CLC obtido por um ensaio Nakazima realizado por Chemin Filho (2011).

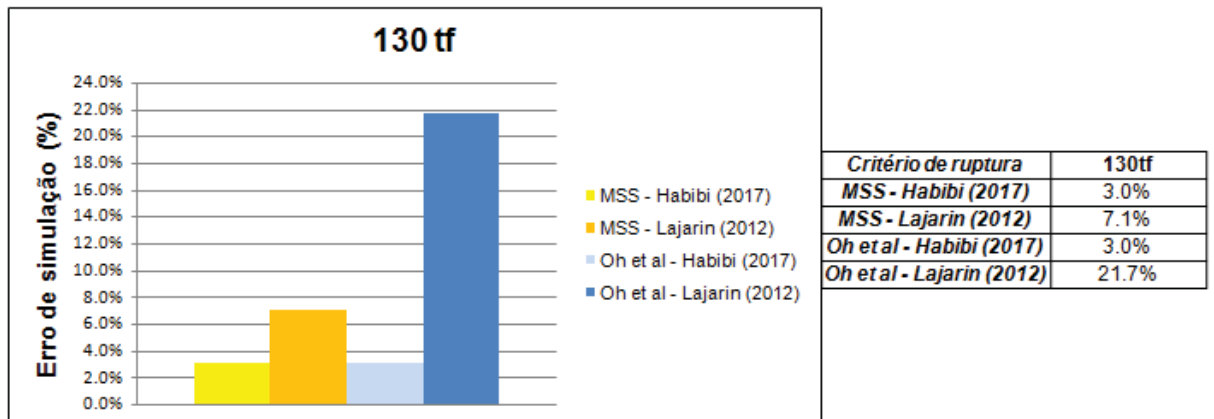
FIGURA 51 - ERROS OBTIDOS PARA A CARGA DE 80 tf.



Fonte: Autoria própria

Os erros para a carga de 130tf estão ilustrados na FIGURA 52. Os critérios da Máxima Tensão Cisalhante (MSS) e Johson-Cook obtidos com as constantes utilizadas por Habibi et al. (2017) obtiveram o menor erro de aproximação para a carga de 130tf.

FIGURA 52 - ERROS OBTIDOS PARA A CARGA DE 130 tf.



Fonte: Autoria própria

5 CONCLUSÃO

Os critérios de ruptura obtidos numericamente não alcançaram maior precisão dos resultados quando comparado ao critério de ruptura obtido pelo ensaio Nakazima de Chemin Filho (2011). Para a elaboração do critério de ruptura da CLC, demanda-se uma sequência de ensaios com condições e parâmetros controlados, os quais dificultam sua obtenção. Alguns dos critérios de ruptura do modelo dano dúctil necessitam de apenas um ensaio de tração uniaxial para sua determinação, o que torna-se interessante quando comparado ao critério da CLC.

Notou-se que para cada carga de prensa-chapas houve um critério que se aproximava mais dos resultados obtidos por Chemin Filho (2011), tal comportamento pode ser estudado para a seleção do critério de ruptura a ser utilizado em uma determinada aplicação. Por exemplo, além do critério FLD, o critério de Lou e Huh obteve um erro de simulação razoável para cargas de 58 tf enquanto o critério de Johnson-Cook resultou em um erro de 1% para carga de 130tf.

Em casos de pouca restrição da chapa, obteve-se para o critério Oh et al. levantado com os dados de Chemin Filho (2011), uma aproximação com erro de 6% quando comparado ao resultado recriado por Chemin Filho (2011) para a carga de prensa-chapas de 58tf. O critério da CLC se distanciou dos resultados obtidos por Chemin Filho (2011) em casos com maior restrição da chapa, já o critério da MSS levantado com os dados de Lajarin (2012) resultou em um erro de 7,1% para a carga de prensa-chapas de 130tf. Tais erros tornam-se interessantes visto que a determinação dos critérios de Oh et al. e MSS necessitam de apenas um ensaio de tração para sua obtenção.

As aproximações obtidas pelos critérios Habibi et al. (Habibi, Ramazani e Prael 2017) divergiram dos resultados de Chemin Filho (2011) devido ao aço DP600 utilizado nos ensaios para determinação das constantes de calibração não possuírem as mesmas características do aço utilizado Chemin Filho (2011), dentre essas características inclui-se: composição e propriedades mecânicas. Tal fato torna-se visível ao comparar os envelopes de fratura levantados com as constantes de calibração determinadas por Habibi et al. (Habibi, Ramazani e Prael 2017) com as constantes determinadas com as propriedades obtidas por Lajarin (2012).

Em resumo, toma-se os seguintes fatores como conclusões dos experimentos realizados:

- Observou-se comportamento linear das profundidades de estampagem obtidas pelos ensaios computacionais enquanto não observou-se a mesma tendência para os experimentos realizados por Chemin Filho (2011) – torna-se necessário um estudo mais aprofundado do mecanismo de fratura dos aços DP ou AHSS;
- Alguns critérios obtiveram menores erros em cargas específicas de prensa-chapas, tal resultado pode ser utilizado para uma implementação prática possuindo a intensidade de restrição da chapa como critério de seleção para o critério de ruptura;
- Critérios onde somente um ensaio de tração uniaxial é necessário para calibração do modelo, obtiveram erros na faixa de 3-7%. Tal fato torna-se interessante quando comparado ao levantamento de um critério de ruptura por ensaio Nakazima ou via três ensaios práticos conforme alguns critérios do modelo dano dúctil.

Com o objetivo de continuidade ao estudo do mecanismo de fratura dos aços AHSS, para futuros trabalhos recomenda-se:

- Repetir a análise do estudo da aproximação dos critérios de ruptura com outros materiais;
- Verificar a aproximação dos mesmos critérios de ruptura utilizados neste estudo para outras geometrias;
- Realizar ensaios práticos de cisalhamento puro, cisalhamento + tração e compressão para determinação do critério de ruptura para outros materiais;
- Inclusão dos efeitos de encruamento e alteração do modo de elasticidade nos modelos computacionais por meio de programação de sub-rotinas.

REFERÊNCIAS

Abaqus V16.4/CAE - *User's Guide* (2014)

Bai Y. **Effect of loading history on necking and fractured.** *PhD Thesis, Massachusetts Institute of Technology.* 2008

Bai Y e Wierzbicki T. **Application of extended Mohr-Coulomb criterion to Ductile Fracture.** *Int J Fract.* 2010. 1-20

Bao, Y., and Wierzbicki T. **On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxility space.***Int J Mech Sci,* 2004: 46(1): 81-98.

Chemin Filho R. A. **Estudo da fratura de aços de nova geração DP600 através da variação de pressão no prensa-chapas.** *Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal do Paraná,* 2011.

Cockroft M. G. e Latham D. J. **Ductility and the Workability of Metals.** *Inst Met .* 1968 . 1509-1522

Demeri M. **Advanced High-Strength Steels - Science, Technology and Application.** Ohio ASM International. 2013.

Dieter G. **Metalurgia Mecânica.** 4. ed. Rio de Janeiro 1996

Dunando M e Mohr D. **Determination of (multiaxial) ductile fracture properties of trip steel sheets using notched tensile specimens.** Report 193. *Technical report, Impact and Crasworthiness Laboratory. MIT, Cambridge MA.*2009

EN ISO 12004-2. **Metallic materials - Sheet and Strip - Determination of forming-limit curve.** [S.I.]: European Committee for standardization, 2008.

Farabi, N., D. L. Chen, J. Li, Y. Zhou, e S. J. Dong. **Microstructure and mechanical properties of laser welded DP600 steel joints.** *Materials Science and Engineering.*2010. A 527., p.1215–1222.

Gorni A. **Aços avançados de alta resistência: Microestrutura e propriedades mecânicas.** 5° Congresso de Corte e Conformação de Metais. Outubro de 2009.

Guofei Chen, Ming F. Shi, Tau Tyan. **Fracture Modeling of AHSS in Component Crush Tests.** SAE 2011 World Congress & Exhibition, 2011: 9.

Gurson Al. **Plastic flow and fracture behavior of ductile materials incorporating void nucleation, growth and interaction.** PhD Thesis, Brown University. 1975

Habibi N, Ramazani A e Prah U. **Failure predictions of DP600 steel sheets using various uncoupled fracture criteria.** Engineering Fracture Mechanics. 2017. 1-15

J, Ruzicka, Spaniel M, Prantl A, e Dzugan J. **Identification of Ductile Damage Parameters in the Abaqus.** International Journal of Mechanical, Aerospace, Industrial, Mechatronic and Manufacturing Engineering, 2013: 1-6.

Johson GR e Cook WH. **Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures.** Eng Fract Mech .1985. 101: 36-44

Keeler S e Menachem K. Advanced High-Strength Steels Application Guidelines. **Worldautosteel**, 2014.

Keunhwan Pack, Meng Luo, Tomasz Wierzbicki. **Sandia Fracture Challenge: blind prediction and full calibration to enhance fracture predictability.** Int J Fract, 2014: 186:155–175.

Kim, S. B., H. Huh, H. H. Bok, e M. B. Moon. **Forming limit diagram of auto-body steel sheets high-speed sheet metal forming.** Journal of Materials Processing Technology., 2011: p.851-862.

Lajarin S. F. **Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços avançados de alta resistência.** Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal do Paraná, 2012.

- Lou Y, Huh H, Lim S e Pack K. **New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals.** *Int J Solids Struct* .2012. 49:3605-15
- Marciniak Z. **Mechanics of Sheet Metal Forming.** Oxford: Butterworth-Heinemann, 2002.
- Oh S, Chen C e Kobayashi S. **Ductile Fracture in axissymmetric extrusion and drawing - part 2: workability in extrusion and drawing.** *J Eng Industry*. 1979. 101: 36-44
- P., Reddy, Reddy G., e Prasad P. **A Review on Finite Element Simulations in Metal Forming.** *International Journal of Modern Engineering Research, Vol.2, Issue.4.,* 2012: pp-2326-2330 .
- Park, Namsu, e Hoon Huh. **Prediction of Fracture Strains for DP980 Steel Sheets using a Modified Lou–Huh Ductile Fracture Criterion.** *Key Engineering Materials*, 2015: 7.
- Schaeffler D e Vineberg E . **Metalworking: Sheet Forming - Troubleshooting Formability Problems Using Strain Analysis.** Ohio: ASM International, v. Volume 14B, 2006.
- Tepedino J. A. **Aplicação de Curvas Limite de Conformação na previsão de rupturas em bordas de peças estampadas.** 2014
- Tomasz Wierzbicki, Yingbin Bao, Young-Woong Lee, Yuanli Bai. **Calibration and evaluation of seven fracture models.** *International Journal of Mechanical Sciences*, 2005: 47: 719–743.
- Tresca. **Tresca Memoir on the flow of solid bodies under strong pressure.** *Comptes-rendus de l'académie des sciences*. 1864. 59:754-8
- Uthaisangsuk, V., U. Pohl, e W. Bleck. **Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels.** *Engineering Fracture Mechanics*, 78, 2011: p. 469–486.
- Yaning Li, Tomasz Wierzbicki. **Prediction of plane strain fracture of AHSS sheets with post-initiation softening.** *International Journal of Solids and Structures*, 2010: 2316-2327.