



UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
CENTRO TECNOLÓGICO
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

TESE DE DOUTORADO

ANÁLISE DOS EFEITOS DA TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO
NA CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO DE UM AÇO LIVRE
DE INTERSTICIAIS

ALUNO: JETSON LEMOS FERREIRA
ORIENTADOR: PROF. D.Sc. LUCIANO PESSANHA MOREIRA



JETSON LEMOS FERREIRA

**ANÁLISE DOS EFEITOS DA TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO NA
CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO DE UM AÇO LIVRE DE
INTERSTICIAIS**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação de Engenharia Metalúrgica como requisito parcial para obtenção do grau de Doutor em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. Área de concentração: Modelamento e Simulação de Processos e Fenômenos.

Orientador:
Prof. D.Sc. Luciano Pessanha Moreira

Volta Redonda, RJ
2019

JETSON LEMOS FERREIRA

**ANÁLISE DOS EFEITOS DA TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO NA
CURVA LIMITE DE CONFORMAÇÃO DE UM AÇO LIVRE DE
INTERSTICIAIS**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação de Engenharia Metalúrgica como requisito parcial para obtenção do grau de Doutor em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense. Área de concentração: Modelamento e Simulação de Processos e Fenômenos.

Aprovada em 25 de novembro de 2019.

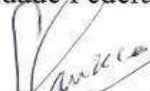
BANCA EXAMINADORA



Professor Luciano Pessanha Moreira, DSc. (Orientador)
Universidade Federal Fluminense



Professora Maria Carolina dos Santos Freitas, D.C.
Universidade Federal Fluminense



Professor Gláucio Soares da Fonseca, D.C.
Universidade Federal Fluminense



Professor Marcelo Costa Cardoso, D.C.
Universidade Federal do Rio de Janeiro



Professor DSc. Saulo Brinco Diniz
Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca



D.C. Charles de Abreu Martins – ArcelorMittal

Volta Redonda

2019

AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer a todos as pessoas que contribuíram de forma direta e indireta para a realização deste trabalho, em particular:

À Deus, por tudo aquilo e aqueles que propiciou em minha vida.

Ao Professor Luciano Pessanha Moreira, pela oportunidade, orientação e confiança em mim depositada.

Às empresas que me propiciaram apoio e financiamento do presente trabalho.

Aos amigos, Heitor Cezar da Silva, Valdilei Santana Lage, José Osvaldo Amaral Tepedino, Marco Antonio Wolf, Odair José dos Santos, Marden Valente de Souza, Charles de Abreu Martins, Flávio José Saraiva Rodrigues, João Batista Martins e Mariane Gonçalves de Miranda.

A minha esposa Andresa Henriques Hosken Portes Ferreira e aos meus filhos Guilherme Henriques Ferreira, Bernardo Henriques Ferreira e Luísa Henriques Ferreira, as quatro pessoas que mais amo nessa vida.

Aos meus pais e irmãos Pedro Dias Ferreira, Izabel Cristina Lemos Ferreira, Helen Lemos Ferreira e Jader Lemos Ferreira.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VII
LISTA DE TABELAS	XVI
LISTA DE SÍMBOLOS	XVIII
RESUMO	XX
ABSTRACT	XXI
1. Introdução	1
2. Objetivos	4
2.1 Objetivo Geral.....	4
2.2 Objetivos Específicos.....	4
3. Revisão Bibliográfica	5
3.1 Trajetória de deformação.....	5
3.1.1 Trajetória de deformação linear.....	7
3.1.2 Trajetória de deformação composta.....	11
3.1.3 Efeitos da alteração da trajetória de deformação.....	12
3.2 Curva Limite de Conformação.....	25
3.2.1 Desenvolvimento do conceito da Curva Limite de Conformação.....	25
3.2.2 Principais técnicas utilizadas para a determinação experimental da CLC....	29
3.2.3 Critérios de deformação limite (normas ASTM E2218 e ISO 12004).....	35
3.2.4 Principais fatores de influência na CLC.....	40
3.2.5 Representações da CLC.....	47
4. Material e Métodos	58
4.1 Material.....	58
4.1.1 Análise da composição química.....	58
4.1.2 Análise metalográfica.....	59
4.1.3 Comportamento plástico por tração uniaxial.....	60
4.1.4 Comportamento plástico em expansão biaxial.....	63
4.1.5 Passagem de dados: tração uniaxial para expansão biaxial simétrica.....	70

4.1.6	Curva Limite de Conformação: Trajetórias lineares	71
4.2	Pré-deformação em tração uniaxial e expansão biaxial simétrica.....	72
4.2.1	Largura dos corpos de prova	73
4.2.2	Estampagem no plano em diferentes modos de deformação.....	78
4.2.3	Trabalho plástico	84
4.2.4	Determinação da altura de estampagem	86
4.3	Caracterização microestrutural e análise de textura cristalográfica	87
4.3.1	Microestrutura	87
4.3.2	Difração de elétrons retroespalhados (EBSD).....	87
4.3.2.1	Preparação das amostras	88
4.3.2.2	Análise via EBSD	88
4.3.3	Difração de elétrons transmitidos (<i>t</i> -EBSD).....	90
4.3.3.1	Preparação das amostras	91
4.3.3.2	Análises via <i>t</i> -EBSD	92
4.3.3.3	Análises por microscopia eletrônica de transmissão (MET).....	93
4.4	Efeito da trajetória de deformação na Curva Limite de Conformação.....	93
4.4.1	Curva Limite de Conformação: Trajetórias bilineares	93
4.4.2	Trajetoórias lineares e bilineares no espaço de tensões.....	94
4.4.3	Trajetoórias lineares e bilineares em coordenadas polares.....	95
5.	Resultados e Discussão	96
5.1	Comportamento Plástico	96
5.1.1	Tração uniaxial	96
5.1.2	Expansão biaxial.....	100
5.1.3	Modos de pré-deformação	103
5.2	Descrição do comportamento Plástico	104
5.3	Evolução microestrutural e textura cristalográfica.....	107
5.3.1	Microscopia ótica	107
5.3.2	Difração de elétrons retroespalhados - EBSD	110
5.3.3	<i>t</i> -EBSD e Microscopia Eletrônica de Transmissão	127
5.4	Deformações Limites.....	132
5.4.1	Trajetoória linear	132
5.4.1.1	Método de Hecker (ASTM 2218).....	133
5.4.1.2	Método de Bragard (ISO 12004).....	134
5.4.1.3	Previsão e comparações.....	135
5.4.2	Curva Limite de Conformação em trajetórias bilineares.....	139

5.4.2.1	Método de Hecker à estricção	139
5.4.2.2	Método de Bragard	140
5.4.2.3	Efeitos da mudança de trajetória de deformação	142
5.5	Outras representações da CLC	143
5.5.1	Espaço de tensões principais	143
5.5.2	Deformação plástica equivalente	149
6.	Conclusões	154
7.	Referências Bibliográficas	157

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Trajetórias de deformação a) lineares e b) compostas que foram percorridas por elementos do material de forma contínua ou sequencial bilinear.

Figura 2 - Espaço de deformação, destacando algumas trajetórias de deformação importantes. Adaptado de Marciniak *et al.* (2002).

Figura 3 - Representações esquemáticas de processos de estampagem, nos quais ocorrem a predominância de diferentes modos de deformação. Adaptado de Marciniak *et al.* (2002).

Figura 4 - Espaço de tensão, destacando algumas relações de maior tensão principal (σ_1) e menor tensão principal (σ_2). Adaptado de Marciniak *et al.* (2002).

Figura 5 - Representação esquemática da divisão dos grãos de aços para estampagem, durante deformações plásticas a) pequena e b) grande quantidades de deformação. Parede de discordâncias densas (PDD); Microbanda; Contornos lamelares; Bloco de células (BC); Células de discordâncias (CD). Adaptado de Vincze (2007).

Figura 6 - Mapa mostrando a influência de diferentes parâmetros no tipo de desenvolvimento de microestruturas durante deformação plástica de um aço baixo carbono: (a) cisalhamento puro a temperatura ambiente, (b) estiramento biaxial a temperatura ambiente, (c) cisalhamento puro a 110 K e (d) estiramento biaxial a 125 K. Adaptado de Rauch (2004).

Figura 7 - Estruturas celulares de discordâncias geradas por pré-deformações: (a) por tração uniaxial - 5%; (b) por deformação plana - 8%; (c) por cisalhamento - 11,5% e (d) por deformação plana - 11% seguida por cisalhamento - 35%. PC - Parede de Células; BC - Bloco de células; CBC - Contorno de Bloco de Células; CG - Contorno de Grão; PD - Parede Duplas; PDD - Paredes Duplas Densas. Clausmeyer *et al.* (2013).

Figura 8 - Estruturas celulares de discordâncias geradas em função das condições de pré-deformação: (a) por tração uniaxial - 20% e (b) por deformação plana – 20%. Clausmeyer *et al.* (2013).

Figura 9 - Partes da *Orientation Distribution Function* (ODF) e figura de polo (110), mostrando texturas de aço baixo carbono. (a) na condição como recristalizado e (b) a (d) em diferentes condições de pré-deformação. (b) Tração uniaxial; (c) deformação em estado plano; (d) estiramento biaxial simétrico. (Hance, 2005).

Figura 10 - Padrões de difração de EBSD obtidas a partir de a) amostra com superfície adequada e b) outra com problemas de preparação devido à deformação plástica. Wright *et al.* (2011).

Figura 11 - Representação esquemática de distúrbios acarretados na rede cristalina em função de discordâncias em cunha de sinais opostos que geram uma rede com vetor de Burgers igual a 0 e degradam o padrão de difração de EBSD (Wright *et al.*, 2011).

Figura 12 - Representação esquemática destacando as Discordâncias Armazenadas Estatisticamente encontradas no interior dos subgrãos e as Discordâncias Geometricamente Necessárias situadas nos contornos de subgrão. Adaptado de Wright *et al.* (2011).

Figura 13 - Representação esquemática mostrando o efeito do contorno de subgrão no padrão de difração. Wright *et al.* (2011).

Figura 14 - Mapas de contraste de banda (*band contrast*) com diferenciação de contornos de grão e histograma de desorientação (*misorientation*) de amostras sem e com deformação por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico (Bittencourt *et al.*, 2014).

Figura 15 - Comparação do volume de interação de elétrons com a câmera obtido pela técnica convencional de EBSD e de *t*-EBSD. Rice *et al.* (2014).

Figura 16 - Representações esquemáticas de montagens de amostra no MEV para análises via EBSD e via *t*-EBSD. Rice *et al.* (2014).

Figura 17 - Imagem de uma câmara de MEV equipada com porta amostra para análise via *t*-EBSD (Rice *et al.*, 2014).

Figura 18 - Conceito de Diagrama Limite de Deformação introduzido por Lankford *et al.* (1947). Adaptado de Col (2014).

Figura 19 - Diagrama Limite de Conformação, na qual o lado esquerdo é atribuído Goodwin (estiramento uniaxial) e o lado direito a Keeler (estiramento biaxial). Modos de deformação geralmente encontrados em processos de estampagem (Luiz, 2005).

Figura 20 - Diagrama Limite de Conformação mostrando que os pares de deformação de região de peça encontram-se abaixo da Curva Limite de Conformação do material, indicando baixa propensão à ocorrência de trincas. Manual de operação e manutenção do analisador de deformação Vialux.

Figura 21 - Desenho esquemático da geometria do ferramental utilizado na determinação da CLC pelo método Nakajima. Adaptado de Gronostajski e Dolny (1980).

Figura 22 - Formatos dos corpos de prova utilizados na técnica Nakajima modificado para a determinação de Curva Limite de Conormação. Tepedino e Ferreira (2007).

Figura 23 - Aspecto de corpos de prova conformados pela técnica Nakajima modificado para a determinação de Curva Limite de Conormação de alo Livre de Intersticiais. Freitas *et al.* (2010).

Figura 24 - Aspecto e deformações de corpos de prova utilizados para a determinação da Curva Limite de Conormação, obtida pelo método Nakajima modificado (linha vermelha no diagrama de maior deformação - φ_1 versus menor deformação - φ_2). Tepedino *et al.* (2011).

Figura 25 - Desenho esquemático da geometria das ferramentas utilizadas na determinação da CLC pelo método Marciniak. Adaptado de Gronostajski e Dolny (1980).

Figura 26 - Classificação por categoria dos corpos de prova e dos espaçadores (abaixo) utilizados por Raghavan (1995). a) Representação esquemática dos corpos de prova e dos espaçadores. b) Aspecto dos corpos de prova e dos espaçadores deformados.

Figura 27 - Aspecto das câmeras do *AutoGrid In-process* posicionadas sobre o cabeçote uma prensa universal de estampagem Erichsen. Tepedino e colaboradores *et al.* (2012).

Figura 28 - Análise de deformação pelo programa ELASTIX versão 4.4 para LINUX e transformada por um algoritmo Python. b) Análise de deformação com malha determinística utilizando o programa *Automated Strain Analysis Environment* (ASAME). Pereira e Moreira (2016).

Figura 29 - Análise das deformações realizadas por um sistema de correlação de imagens digitais no instante do início da ruptura e imediatamente antes da ocorrência da estricção. a) Tepedino *et al.* (2012) e b) Freitas (2012).

Figura 30 - Metodologia de medição das deformações críticas de acordo com a norma ISO 12004-2. Tepedino *et al.* (2012).

Figura 31 - Curva Limite de Conformação ajustada a partir dos pontos determinados pelo método de posição dependente da norma ISO 12004-2. Tepedino *et al.* (2012).

Figura 32 - Efeito da espessura da chapa na posição da CLC. Plaut (2003).

Figura 33 - Efeito da espessura e do valor n sobre o valor de CLC_0 . Hosford e Caddell (1993).

Figura 34 - Curva Limite de Conformação e a influência do valor R em termos de deformação limite para a ruptura. Adaptado de Col e Jousserand (2008).

Figura 35 - Correlações do índice CLC_0 com o expoente de encruamento da equação de Hollomon (n), proposta por Keeler (1975) *apud* Col (2014) e com o alongamento total na base de 80 mm (Al_{80}), obtida por Abspoel *et al.* (2011).

Figura 36 - Relação entre a altura à fratura durante estampagem sob o modo de deformação por estiramento biaxial e o expoente de encruamento da equação de Hollomon. Kikuma e Nakajima (1971) *apud* Klein (1982).

Figura 37 - Mudanças na CLC, obtida para uma trajetória linear (curva vermelha), acarretadas por pré-deformações por tração uniaxial e por estiramento biaxial. Kikuma e Nakajima, (1971) *apud* Klein (1982).

Figura 38 - Curvas Limite de Conformação determinadas experimentalmente, a partir de uma liga de Al T4, sem pré-deformação (curva preta) e para 12 condições diferentes de pré-deformação (curvas vermelhas, azuis e verdes) (Adaptado de Stoughton e Yoon, 2012).

Figura 39 - Conceito de trajetória de deformação não linear desenvolvida pela Toyota Motors Company aplicada em operação de ajuste de estampagem de um paralamas, a partir de aço para estampagem profunda. Adaptado de Stoughton e Yoon (2012).

Figura 40 - Definições da Curva Limite de Conformação calculada pelo modelo teórico de Keeler e Brazier (1975) para o aço DC04 (Livre de Intersticial) em função das medidas de deformação de engenharia e deformação verdadeira.

Figura 41 - Curvas Limite de Conformação no espaço de tensões traçadas a partir das curvas da Figura 38. Adaptado de Stoughton e Zhu (2004).

Figura 42 - Previsão das Curvas Limite de Conformação do trabalho de Hosford e Graf, 1993,

a partir dos DTLC's e das propriedades do material como recebido. Adaptado de Stoughton e Zhu (2004).

Figura 43 - Conversão dos dados experimentais de Ishigaki (1977) apud Stoughton e Yoon (2012) para o DTLC.

Figura 44 - Conversão das Curvas Limite de Conformação do trabalho de Hosford e Graf (1993), para o diagrama DPE. Adaptado de Stoughton e Yoon (2012).

Figura 45 - Representação esquemática de Diagramas polar DPE a) com trajetória bi-linear e b) trajetória de deformação complexa. (Adaptado de Stoughton e Yoon, 2012).

Figura 46 - Conversão dos dados experimentais de Ishigaki (1977) apud Stoughton e Yoon (2012) para o diagrama DPE.

Figura 47 - Representação em três dimensões da microestrutura do aço EC160 obtida a partir de seções dispostas em uma das superfícies nas direções transversal (DT) e paralela (DL) à direção de laminação. Ampliações originais: 500x. – Ataque com reagente $H_2SO_4 + H_2O_2$.

Figura 48 - Representação esquemática de componentes e parâmetros a serem considerados em ensaio de expansão biaxial. Adaptado do Manual de operações do sistema *AutoGrid Strain Analyzers* e adaptado de Koç *et al.* (2011).

Figura 49 - Aspecto de corpos de prova ensaiados por pressão hidráulica utilizados para a validação da metodologia para a determinação da curva tensão x deformação em condição de estiramento biaxial simétrico.

Figura 50 - Relações geométricas de deformação da membrana no polo. Rodrigues e Martins (2005).

Figura 51 - Corpos de prova empregados nos ensaios de CLC sob trajetórias lineares. Unidades apresentadas em mm.

Figura 52 - Desenho do ferramental utilizado na prensa universal de 100 tf para os ensaios de pré-deformação pela técnica de Marciniak.

Figura 53 - Representação esquemática das dimensões dos espaçadores e corpos de prova para a realização da pré-deformação pela técnica de Marciniak para reproduzir os modos de deformação de tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico. Adaptado de Quak (2008).

Figura 54 - Modelo numérico adotado nas simulações dos processos de estampagem. a) aspecto geral do ferramental. b) e c) aspecto do prensa chapas, espaçador e esboço utilizados para os modos de deformação por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico, respectivamente.

Figura 55 - Resultados de simulação numérica obtidos na previsão das pré-deformações por a) tração uniaxial e b) estiramento biaxial simétrico.

Figura 56 - Trajetórias de deformação obtidas pelo programa *LS-Dyna*[®] a partir de simulações numéricas das pré-deformações por: (a) tração uniaxial e (b) estiramento biaxial simétrico.

Figura 57 - Microestrutura da chapa de aço EC160, 0,80 mm de espessura. Ampliação: 500x. – Ataque com reagente $H_2SO_4 + H_2O_2$.

Figura 58 - Prensa universal de estampagem utilizada para a realização das pré-deformações, destacando os aparatos técnicos utilizados para o controle do deslocamento do punção e avaliação das deformações. Wolff *et al.* (2018).

Figura 59 - Vista superior da câmara de estampagem da prensa universal na qual onde podem ser vistos o sensor laser e as câmeras do ViALUX[®]. Wolff *et al.* (2018).

Figura 60 - Montagem do sensor laser LM100 e aparato utilizado para o controle de deslocamento do punção durante os ensaios de pré-deformação. Wolff *et al.* (2018).

Figura 61 - Tela do programa de aquisição, processamento, armazenamento e apresentação dos dados obtidos nos ensaios de pré-deformação.

Figura 62 - Aspecto dos corpos de prova e pares de deformação ε_1 (φ_1) e ε_2 (φ_2) obtidos nos testes de pré-deformação por estiramento biaxial simétrico pela técnica de Marciniak. φ_v é a deformação equivalente média. A seta indica a direção de laminação do material.

Figura 63 - Aspectos de corpos de tração uniaxial com base de medida de 80 mm deformados em 2,5%, 5%, 10%, 15%, 20%, 25% e 30%, além da avaliação das deformações utilizando a base de medida quadrada com lado de 2,0 mm pelo programa AutoGrid[®].

Figura 64 - Comprovação da eficácia do método de Marciniak para a pré-deformação dos corpos de prova a) por tração uniaxial e b) por estiramento biaxial simétrico.

Figura 65 - Metodologia utilizada para a determinação do trabalho plástico durante as pré-deformações por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico.

Figura 66 - Correlação da deformação equivalente de von Mises com a altura de estampagem nas pré-deformações por tração uniaxial e por estiramento biaxial simétrico.

Figura 67 - Representação da Função de Distribuição de Orientação (*Orientation Distribution Function* - ODF), a) mostrando várias texturas de fibra que são relevantes em cristais CCC e CFC. b) representação no plano de $\phi_2 = 45^\circ$, detalhando a fibra gama (Fibra γ).

Figura 68 – Técnicas normalmente adotadas para a determinação do mapa de qualidade de imagens, sendo a adotada no presente trabalho a destacada com retângulo.

Figura 69 - Representação esquemática da metodologia adotada para a determinação do índice KAM, que se refere ao ângulo médio de desorientação (θ) de um determinado ponto com todos os seus vizinhos dentro do mesmo grão. Adaptado de Kimura *et al.* (2005).

Figura 70 - Representação esquemática da metodologia adotada para a determinação do índice GAM, que se refere ao valor médio da desorientação de pontos vizinhos dentro do mesmo grão. Adaptado de Kimura *et al.* (2005).

Figura 71 - Etapas adotadas para a preparação das amostras para análise via *t*-EBSD e por microscopia eletrônica de transmissão (MET).

Figura 72 - Representação esquemática dos corpos de prova utilizados na determinação da CLC das amostras pré-deformadas em trajetória bilinear, segundo a metodologia de Nakajima Modificado. Unidades apresentadas em mm.

Figura 73 - Fluxograma mostrando a metodologia adotada para a determinação do DTLC pelos critérios de a) von Mises e de b) Hill (1948).

Figura 74 - Fluxograma mostrando a metodologia adotada para a determinação do DPE pelos critérios de a) von Mises e b) de Hill (1948).

Figura 75 - Curvas de encruamento expressas em condição de tensão e deformação de engenharia e verdadeira, destacando diferenças de tensão e deformação no início da instabilidade plástica.

Figura 76 - Comportamento à tração uniaxial da chapa de aço EC160 em função da orientação do comprimento do corpo de prova em relação à direção de laminação.

Figura 77 - Comparações de alongamentos uniforme (a e b) e total (c e d) de um aço EC160, destacando o efeito da alteração da base de medida (25, 50 e 80 mm).

Figura 78 - Variação do coeficiente de anisotropia linear de Lankford (R) em função da deformação de engenharia na direção do comprimento do corpo de prova (Orientações dos corpos de prova de tração: 90° , 45° e 0° em relação à direção de laminação).

Figura 79 - Variação do expoente de encruamento (n) em função da deformação verdadeira de corpos de prova orientados a 90° , a 45° e a 0° em relação à direção de laminação.

Figura 80 - Avaliação confirmatória da eficácia da determinação pelo sistema de correlação de imagens (ViaLux) em determinar a curva de encruamento sob expansão biaxial.

Figura 81 - Curvas de encruamento obtidas por expansão biaxial.

Figura 82 - Curvas de encruamento por tração uniaxial (direção longitudinal), por expansão biaxial do aço EC160 e passagem de dados de expansão biaxial para tração uniaxial, utilizando o critério de escoamento de von Mises.

Figura 83 - Curvas de encruamento por tração uniaxial (direção longitudinal), por expansão biaxial do aço EC160 e passagem de dados de expansão biaxial para tração uniaxial, utilizando o critério de escoamento de Hill (1948).

Figura 84 - Determinação do valor de R_b para o aço EC160 avaliado entre as deformações de 0,02 e a considerada com de início da instabilidade plástica (0,545).

Figura 85 - Curvas de encruamento sob os modos de deformação por tração uniaxial e por estiramento biaxial simétrico do material na condição como recebido e após as pré-deformações pela técnica de Marciniak.

Figura 86 - Descrição do comportamento plástico a partir de ajuste por diferentes equações de encruamento. a) Ajustes por diferentes equações de encruamento. b) Detalhe da região inicial da curva. c) Detalhe da região final da curva. d) Extrapolação das curvas.

Figura 87 - Descrição do comportamento plástico para grandes quantidades de deformação, a partir de ajuste por diferentes equações de encruamento.

Figura 88 - Microestrutura do material EC160 na condição como recebido, em seção no centro da espessura e longitudinal à direção de laminação. Ampliação original: 500 x.

Figura 89 - Microestrutura de corpos de prova pré-deformados pela técnica de Marciniak nas diferentes condições de deformação por tração uniaxial, em seção no centro da espessura e longitudinal à direção de laminação. Ampliação original: 500 x.

Figura 90 - Microestrutura de corpos de prova pré-deformados pela técnica de Marciniak nas diferentes condições de deformação por expansão biaxial, em seção no centro da espessura e longitudinal à direção de laminação. Ampliação original: 500 x. Ataque com reagente $H_2SO_4 + H_2O_2$.

Figura 91 - Representação em três dimensões da microestrutura do aço EC160, após pré-deformações pela técnica de Marciniak por tração uniaxial e por expansão biaxial. Direção transversal (DT) e longitudinal (DL) à direção de laminação. Ampliações originais: 500x. – Ataque com reagente $H_2SO_4 + H_2O_2$.

Figura 92 - Evolução do tamanho de grão ferrítico médio após as pré-deformações pela técnica de Marciniak.

Figura 93 - Imagens via FSD de amostras de aço EC160 na condição como recebido.

Figura 94 - Imagens via EBSD/FSD de amostras de aço EC160 submetidas a tração uniaxial nas quantidades propostas no presente estudo.

Figura 95 - Imagens via EBSD/FSD de amostras de aço EC160 submetidas a estiramento biaxial nas quantidades propostas no presente estudo.

Figura 96 – Função de Distribuição de Orientação (ODF) da amostra de aço EC160 na condição como recebido.

Figura 97 – Função de Distribuição de Orientação (ODF) da amostra de aço EC160 na condição de encruamento por tração uniaxial.

Figura 98 – Função de Distribuição de Orientação (ODF) da amostra de aço EC160 na condição de encruamento por expansão biaxial.

Figura 99 – a) Evolução de componentes da família $\{111\}\langle 112\rangle$ com as pré-deformações por tração uniaxial. b) variação da área sob a curva dessa fibra com o aumento da pré-deformação por estiramento biaxial.

Figura 100 – Mapa de índice de qualidade de imagens – IQ na condição de material como recebido, sem deformação.

Figura 101 – Mapas de índice de qualidade de imagens – IQ na condição de deformação por tração uniaxial.

Figura 102 – Mapas de índice de qualidade de imagens – IQ na condição de material deformado por expansão biaxial, que resulta o modo de deformação de estiramento biaxial simétrico.

Figura 103 – Relação entre o Índice de Qualidade de Imagens – IQ e a deformação equivalente realizada por tração uniaxial e expansão biaxial (estiramento biaxial simétrico).

Figura 104 – Mapa de índice de Desorientação Média de Kernel – KAM na condição de material como recebido, sem deformação.

Figura 105 – Mapa de índice de Desorientação Média de Kernel – KAM na condição de pré-deformação por tração uniaxial.

Figura 106 – Mapa de índice de Desorientação Média de Kernel – KAM na condição de pré-deformação por expansão biaxial.

Figura 107 – Relação entre o índice de Desorientação Média de Kernel – KAM e a deformação equivalente realizada por tração uniaxial e expansão biaxial (estiramento biaxial simétrico).

Figura 108 – Mapa de índice de Desorientação Média de Grão – GAM na condição de material como recebido, sem deformação.

Figura 109 – Mapa de índice de Desorientação Média de Grão – GAM na condição de pré-deformação por tração uniaxial.

Figura 110 – Mapa de índice de Desorientação Média de Grão – GAM na condição de pré-deformação por expansão biaxial.

Figura 111 – Relação entre o índice de Desorientação Média de Grão – GAM e a deformação equivalente realizada por tração uniaxial e expansão biaxial (estiramento biaxial simétrico).

Figura 112 – Análise via *t*-EBSD feita na UFRN a partir de amostra deformada por tração uniaxial 10%, utilizando-se WD de 3 mm e inclinação de 20°. a) imagem por elétrons secundários destacando a área de análise no retângulo azul. b) Mapa de índice de qualidade. c) Mapa de orientações cristalográficas.

Figura 113 – Análise via *t*-EBSD feita na UFRN a partir de amostra deformada por tração uniaxial 10%, utilizando-se WD de 5 mm e inclinação de 20°. a) imagem por elétrons secundários. b) Mapa de índice de qualidade. c) Mapa de orientações cristalográficas.

Figura 114 – Análise via *t*-EBSD feita na UFRN a partir de amostra deformada por tração uniaxial 10%, utilizando-se WD de 7 mm e inclinação de 20°. a) imagem por elétrons secundários. b) Mapa de índice de qualidade. c) Mapa de orientações cristalográficas.

Figura 115 – Análise via *t*-EBSD feita na UFRN a partir de amostra deformada por tração uniaxial 10%, utilizando-se WD de 7 mm e inclinação de 10°. a) imagem por elétrons secundários. b) Mapa de índice de qualidade. c) Mapa de orientações cristalográficas.

Figura 116 – Análise via *t*-EBSD feita na UFRN a partir de amostra deformada por tração uniaxial 10%, utilizando-se WD de 7 mm e inclinação de 30°. a) imagem por elétrons secundários. b) Mapa de índice de qualidade. c) Mapa de orientações cristalográficas.

Figura 117 – Aspecto da amostra avaliada para comparação das técnicas análise via *t*-EBSD e MET para a caracterização de estrutura celular de discordâncias na condição de pré-deformação de 9% por expansão biaxial.

Figura 118 – Análise via MET a) para a caracterização de estrutura celular de discordâncias na condição de pré-deformação de 9% por expansão biaxial. b) imagens do ponto triplo mostrando o efeito da variação do ângulo de análises de apenas 1°.

Figura 119 – Análise via *t*-EBSD (INMETRO) utilizando mapas de Qualidade de da para a caracterização de estrutura celular de discordâncias na condição de pré-deformação de 9% por expansão biaxial.

Figura 120 – Aspecto dos corpos de prova estampados por punção e por pressão hidráulica para a determinação da Curva Limite de Conformação.

Figura 121 – Perfil de deformação de corpos de prova utilizados para a determinação da Curva Limite de Conformação do aço EC160, a partir da imagem registrada antes da estrição.

Figura 122 - Curva Limite de Conformação do aço EC160 (0,65 mm), determinada por trajetória linear pelo método de Nakajima e expressa em deformação pela técnica de Hecker à estrição.

Figura 123 - Curva Limite de Conformação do aço EC160, determinada por trajetória linear pelo método de Nakajima e expressa em deformação pela técnica de Bragard.

Figura 124 - Curva Limite de Conformação do aço EC160, determinada pela metodologia de Keeler e expressa em deformação verdadeira e de engenharia.

Figura 125 - Comparação das Curvas Limites de Conformação determinadas experimentalmente em trajetória linear pelos métodos de Hecker à estrição e de Bragard, além da prevista pela formulação de Keeler.

Figura 126 - Valores de CLC_0 obtidos experimentalmente e preditos por meio das formulações de Keeler (1975) e de Abspoel *et al.* (2011).

Figura 127 - Curva limite de afinamento de espessura do aço EC160 avaliado pelas diferentes técnicas (Hecker, Bragard e Keeler).

Figura 128 - Curvas Limite de Conformação em trajetória linear e bilinear pelo método de Hecker, considerando as pré-deformações a) por tração uniaxial (5; 10 e 15%) e b) por estiramento biaxial simétrico (4,8; 9 e 12%).

Figura 129 - Curvas Limite de Conformação em trajetória linear e bilinear pelo método de Bragard, considerando as pré-deformações a) por tração uniaxial (5; 10 e 15%) e b) por estiramento biaxial simétrico (4,8; 9 e 12%).

Figura 130 – Aspecto do perfil de deformação dos corpos de prova ensaiados após pré-deformação de 12% por estiramento biaxial.

Figura 131 - Curvas Limites de Conformação representadas em tensão a partir de conversão das deformações limites de Hecker utilizando o modelo de von Mises e as equações de encruamento a) de Hockett-Sherby e b) Swift/Hochet Sherby.

Figura 132 - Curvas Limites de Conformação representadas em tensão a partir de conversão das deformações limites de Hecker utilizando o modelo de Hill (1948) e as equações de encruamento a) de Hockett-Sherby e b) Swift/Hochet Sherby.

Figura 133 - Curvas Limites de Conformação representadas em tensão a partir de conversão das deformações limites de Bragard utilizando o modelo de von Mises e as equações de encruamento a) de Hocket-Sherby e b) Swift/Hochet Sherby.

Figura 134 - Curvas Limites de Conformação representadas em tensão a partir de conversão das deformações limites de Bragard utilizando o modelo de Hill (1948) e as equações de encruamento a) de Hocket-Sherby e b) Swift/Hochet Sherby.

Figura 135 - Efeito do modelo de plasticidade adotado para a conversão das CLC representadas em deformação para tensão. a) Método de Hecker e b) Método de Bragard.

Figura 136 - Efeito da técnica de avaliação das deformações limites de Hecker e de Bragard na CLC representadas em tensão.

Figura 137 - Curvas Limites de Conformação representadas em deformação plástica equivalente convertidas a partir das deformações limites obtidas pela técnica de Hecker utilizando os critérios de plasticidade de a) von Mises e b) Hill (1948).

Figura 138 - Curvas Limites de Conformação representadas em deformação plástica equivalente convertidas a partir das deformações limites obtidas pela técnica de Bragard utilizando os critérios de plasticidade de a) von Mises e b) Hill (1948).

Figura 139 – Comparação do efeito do critério de escoamento adotado para a determinação das Curvas Limites de Conformação e deformação plástica equivalente a partir das deformações limites de a) Hecker e de b) Bragard.

Figura 140 - Efeito da técnica de avaliação das deformações limites de Hecker e de Bragard na CLC representadas em deformação plástica equivalente.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Valores de ângulo θ e de seu cosseno para diferentes condições de deformações bilineares aplicadas em um material isotrópico. Adaptado de Ballarin *et al.* (2009).

Tabela 2 - Valores do parâmetro ρ para condições de deformações em tensão plana, considerando o efeito anisotrópico dos materiais pelo parâmetro R . Adaptado de Marciniak *et al.* (2002).

Tabela 3 - Dimensões dos corpos de prova e do espaçador utilizado por Raghavan (1995).

Tabela 4 - Comparação dos símbolos utilizados para representar as deformações de engenharia e verdadeira por distintos países (ISO 12004-2, 2009).

Tabela 5 - Composição química do aço livre de intersticiais avaliado (% de massa).

Tabela 6 - Propriedades mecânicas em tração especificadas segundo a norma EN 10130 (2006).

Tabela 7 - Equações de encruamentos propostas por vários autores (ranqueadas cronologicamente).

Tabela 8 - Sumário das atividades realizadas para a obtenção de corpos de prova planos e pré-deformações sob tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico.

Tabela 9 - Dimensões dos espaçadores e dos corpos de prova determinadas por simulação numérica no programa *LS-Dyna*[®] para a obtenção dos modos de deformação por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico nos ensaios de pré-deformação pela técnica de Marciniak.

Tabela 10 - Composição química do aço EC160 utilizado como espaçador (% em massa).

Tabela 11 - Propriedades mecânicas em tração uniaxial do aço EC160 (0,80 mm) utilizado como espaçador nos modos de pré-deformação pela técnica de Marciniak. As propriedades foram avaliadas a partir de corpos de prova tipo 2 da norma EN 10.002-1 (2007), com base de medida para determinação do alongamento de 80 mm.

Tabela 12 - Deformações empregadas nos ensaios de pré-deformação pela técnica de Marciniak que propiciaram o mesmo nível de trabalho plástico.

Tabela 13 - Propriedades mecânicas em tração uniaxial do aço EC160 avaliado.

Tabela 14 - Parâmetros das equações de encruamentos com base nos dados oriundos do ensaio de tração uniaxial do EC160.

Tabela 15 - Qualidade dos ajustes de cada equação de encruamento com base nos dados oriundos do ensaio de tração uniaxial do EC160.

Tabela 16 - Tamanho de grão ferrítico médio, em μm e ASTM, após as pré-deformações por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico.

Tabela 17 – Resultados do efeito de alteração de parâmetros operacionais de *t*-EBSD na quantidade de pontos não indexados.

Tabela 18 - Valores de CLC_0 determinados experimentalmente e preditos pelas equações de Keeler (1975) e Abspoel *et al.* (2011).

LISTA DE SÍMBOLOS

LI – Livre de Intersticiais	
CLC – Curva Limite de Conformação	
ρ – Razão entre as deformações principais ε_2 e ε_1	
$d\varepsilon_1$ – Maior deformação infinitesimal no plano da chapa	
$d\varepsilon_2$ – Menor deformação infinitesimal no plano da chapa	
DTLC – Diagrama de Tensões Limite de Conformação	
DPE – Deformação Plástica Equivalente	
EBSD – <i>Electron BackScattered Diffraction</i> (Difração de Elétrons Retroespalhados)	
<i>t</i> -EBSD – <i>Transmitted Electron BackScattered Diffraction</i> (Difração de Elétrons Retroespalhados Transmitidos)	
MET – Microscopia Eletrônica de Transmissão	
$\varepsilon_1, \varepsilon_{11}$ – Deformação longitudinal total verdadeira	
$\varepsilon_2, \varepsilon_{22}$ – Deformação total verdadeira na largura	
$\varepsilon_3, \varepsilon_{33}, \varepsilon_t$ – Deformação total verdadeira na espessura	
θ – Ângulo entre as direções de deformação	
E_1 – Tensor deformação da etapa de pré-deformação	
E_2 – Tensor deformação da etapa da deformação subsequente	
φ – Ângulo entre a trajetória de deformação e o eixo da menor deformação	
R – Coeficiente de anisotropia plástica de Lankford	
Al – Alongamento total	%
LE – Limite de escoamento obtido em ensaio experimental	MPa
LR – Limite de resistência obtido em ensaio experimental	MPa
ΔR – Coeficiente de anisotropia planar	
$\bar{\varepsilon}_p$ – Deformação plástica equivalente	
$\bar{\varepsilon}_{vm}$ – Deformação equivalente de von Mises	
ε_r – Deformação total verdadeira radial	

ε_{θ} – Deformação total verdadeira circunferencial

$\dot{\varepsilon}$ – Taxa de deformação

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – Componentes principais do tensor tensão

$\sigma'_1, \sigma'_2, \sigma'_3$ – Tensões desviadoras responsáveis pelo escoamento

$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ – Componentes principais do tensor deformação

α – Razão entre as tensões σ_2 e σ_1

ρ – Razão entre as deformações principais ε_2 e ε_1

K – Coeficiente de resistência

MPa

l – Comprimento

mm

n – Expoente de encruamento da equação de Hollomon

\bar{R} – Coeficiente de anisotropia plástica normal

ΔR – Coeficiente de anisotropia planar

σ – Tensão verdadeira

MPa

$\bar{\sigma}_m$ – Tensão equivalente

MPa

T – Temperatura absoluta

K

W – Trabalho plástico

Nm

$\varepsilon_1^{CLC}, \varepsilon_2^{CLC}$ – Deformações principais da CLC

$\sigma_1^{CLC}, \sigma_2^{CLC}$ – Tensões principais da CLC

$d\lambda$ - Multiplicador plástico

φ_1 e φ_2 Deformações principais da CLC

RESUMO

A crescente complexidade geométrica dos painéis automotivos, aliada à necessidade de diminuição do tempo despendido para o lançamento dos veículos e redução de peso, são as forças motrizes para o aumento de robustez de processos de estampagem de chapas. Nesse contexto, a geração de informações precisas sobre o comportamento plástico dos aços é fator chave. Uma das informações mais relevantes no projeto de um ferramental, auxiliando como critério de falha do esboço, é a Curva Limite de Conformação (CLC). Contudo, essa curva somente retrata a capacidade de deformação do material na primeira operação de estampagem e não mais nas próximas etapas sob distintas trajetórias de deformação. Em virtude disso, o presente estudo teve por objetivo avaliar os efeitos da trajetória de deformação na CLC de um aço livre de intersticiais. Para tal, foram realizados ensaios de laboratório para reproduzir dos modos de pré-deformação, a saber, tração uniaxial simples e expansão biaxial simétrica em função do nível de trabalho plástico. As chapas no estado como recebido e após os modos de pré-deformação foram avaliadas ora por ensaios mecânicos e ora por técnicas de caracterização microestrutural. Os resultados experimentais evidenciaram a dependência da CLC convencional descrita em deformações principais em relação à trajetória de deformação. Níveis crescentes de pré-deformação por tração uniaxial simples proporcionam um aumento da região segura da CLC no domínio de expansão biaxial. Por outro lado, o aumento da quantidade de pré-deformação por estiramento biaxial simétrico resultou em um importante decréscimo na capacidade de deformação por expansão biaxial da chapa de aço livre de intersticiais. As previsões numéricas da CLC demonstraram que representações nos espaços de tensões principais e deformação plástica equivalente são independentes da trajetória de deformação. Entretanto, os valores dos limites de conformabilidade mostraram-se dependentes dos critérios de plasticidade e equações de encruamento adotados no modelo. Com a técnica de difração de elétrons retroespalhados foi possível avaliar a evolução de textura e estimar indiretamente alterações na subestrutura do aço livre de intersticiais em razão dos diferentes modos de pré-deformação. Na análise de difração de elétrons retroespalhados à diante foi possível estabelecer uma avaliação qualitativa da subestrutura, confirmada por meio da técnica de microscopia eletrônica de transmissão.

Palavras Chave: Trajetória de deformação, Curva Limite de Conformação, Textura Cristalográfica, Aço Livre de Intersticiais, Conformação de Chapas.

ABSTRACT

The increase of automotive panels geometry complexity associated the needs to minimize the time to “Start Of Production” and weight reduction, are the driving forces for the increased robustness of sheet metal stamping processes. In this context, the generation of accurate information about the steel plastic behavior is a key factor. One of the most relevant information to the tooling design, acting as sample failure criteria, is the Forming Limit Curve (FLC). However, this curve only shows the material limit strains in the first stamping operation and no longer in the next steps under different strain paths. As a result, the present study aimed to evaluate the effects of strain path on interstitial-free steel FLC. For this purpose, laboratory tests were performed to reproduce pre-strain modes under uniaxial tensile and symmetrical biaxial expansion as a function of plastic working level. The samples as received condition and after the pre-strain modes were evaluated either by mechanical tests or by microstructural characterization techniques. The experimental results evidenced the strain path dependence of the conventional FLC described in principal strain space. Increasing pre-strain levels, under uniaxial tensile, it was observed the FLC safe region improvement of the biaxial expansion domain. On the other hand, increasing the symmetrical biaxial stretching pre-strain resulted in a significant decrease of biaxial expansion steel capacity. Numerical FLC previsions have shown that representations in the principal stress spaces and equivalent plastic strain are independent of strain path. However, the values of the Formability Limits were dependent on the plasticity criteria and hardening equations adopted in the model. With the backscattered electron diffraction technique, it was possible to evaluate the texture evolution and to indirectly estimate changes in the interstitial-free steel substructure due to the different pre-deformation modes. In the scattered electron diffraction analysis, it was possible to establish a substructure qualitative evaluation, confirmed by the transmission electron microscopy technique.

Key words: Strain path, Forming Limit Curve, Crystallographic Texture, Interstitial-Free, Sheet Forming.

1. Introdução

A indústria automotiva tem ampliado o portfólio de opções de veículos com desenhos cada vez mais desafiadores para processos de estampagem dos painéis (internos e externos), além de encurtar o tempo necessário para o desenvolvimento de produtos, de forma a disponibilizar com maior frequência modernos modelos ao mercado. Como o tempo necessário para ajuste do ferramental para início das operações de estampagem é fruto da qualidade de desenvolvimentos prévios, a utilização da simulação numérica computacional para a otimização de geometria e determinação das condições de conformação, tornou-se imprescindível para agilizar o lançamento de novos veículos. No entanto, algumas premissas que vêm sendo aplicadas pela indústria automotiva para o desenvolvimento de ferramentais podem resultar na ocorrência de trincas durante o processo de estampagem. Como exemplo, podem ser citadas a tendência de diminuição do número de etapas de conformação, o aumento da resistência e a diminuição da espessura dos aços, bem como o aumento da complexidade geométrica dos painéis estampados. Essas premissas, que atuam como complicadores do processo de estampagem visam à geração de plataformas veiculares de menor custo, mais seguras, cada vez mais leves e com desenhos mais sofisticados.

Para atender a complexidade geométrica dos componentes automotivos, os aços estão sendo submetidos, até mesmo dentro de uma mesma operação de estampagem, a um número maior de modos de deformação, seguindo distintas trajetórias. A alteração da trajetória de deformação pode acarretar queda ou aumento da capacidade de deformação da chapa, dependendo da quantidade e do modo de deformação empregado nos estágios de deformação da peça. Contudo, os critérios de falha utilizados pelos atuais programas de simulação de estampagem não consideram as alterações de capacidade de deformação das chapas devido à mudança da trajetória de deformação. O critério de instabilidade plástica utilizado por estes programas é baseado na Curva Limite de Conformação (CLC) dos aços, levantada para uma

trajetória simples de deformação, com diferentes razões de deformação (ρ). Onde ρ , é a razão entre a menor ($d\varepsilon_2$) e a maior deformação ($d\varepsilon_1$) no plano da chapa. A adoção da CLC levantada em trajetória simples de deformação como critério de falha de programas de simulação computacional, para condições de estampagem em variados estágios, pode incorrer em imprecisões de previsibilidade do comportamento plástico do material na prensa e, com isso, não prever a ocorrência de trincas e conseqüentemente aumentar o tempo de ajuste do ferramental de estampagem para início de operações.

A CLC, quando representada no espaço de tensão, tem se mostrado independente da trajetória de deformação e, com isso, pode ser útil na previsão do comportamento do material em processos de conformação com mais de uma etapa. Contudo, fisicamente, a avaliação direta das tensões a que cada porção do material está sendo submetida durante estampagem é bastante complexa. Contudo, essas tensões podem ser indiretamente determinadas a partir das deformações, por meio de equações constitutivas da teoria clássica de plasticidade.

Outra CLC que tem demonstrado ser independente da trajetória de deformação é a representada em deformação plástica equivalente, por ser determinada a partir de conceitos da teoria de plasticidade. Apesar da deformação equivalente ser representada por um valor escalar, essa descrição da CLC pode ser representada no plano, em coordenadas polares, sendo que os modos de deformação nessa curva situam-se em posições similares aos da CLC convencional, tornando sua interpretação bem mais intuitiva do que a descrita em tensão.

Visou-se no presente estudo a avaliação do efeito da mudança da trajetória de deformação de aço Livre de Intersticiais na alteração do formato e do posicionamento da CLC representada em deformação (método convencional). Essas curvas serviram como base para o levantamento da CLC representadas em tensão e em deformação plástica equivalente. Com essas avaliações foram determinados quais modos e trajetórias de deformação acarretaram a melhoria da conformabilidade e em maior resistência dos painéis após estampagem. Para a melhor compreensão do efeito da trajetória de deformação sobre esses fatores foram realizadas avaliações de mudanças na subestrutura e na microtextura cristalográfica do material, por meio de microanálises via difração de elétrons retroespalhados (do inglês, *Electron BackScattered Diffraction* - EBSD), via transmissão de elétrons retroespalhados (do inglês *Transmission Electron Backscatter Diffraction* – *t*-EBSD) e Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET).

O presente trabalho está estruturado em 7 Capítulos. O Capítulo 1 traz uma introdução enfatizando o cenário e o estado da arte de utilização de CLC. No Capítulo 2 são apresentados os objetivos do estudo referente ao tema da tese de doutoramento. A apresentação de revisão de literatura é realizada no Capítulo 3, enfatizando aspectos da influência na CLC da trajetória de deformação, tanto em relação a alterações subestruturais no aço, quanto em relação ao

comportamento mecânico do aço. No Capítulo 4, são descritas as etapas das análises experimentais adotadas para a avaliação do efeito da trajetória de deformação em mudanças subestruturais e no posicionamento de CLC. No Capítulo 5, são apresentados e discutidos os resultados obtidos. As Conclusões tiradas frente aos resultados obtidos são apresentadas no Capítulo 6. As referências bibliográficas consultadas durante a realização da Tese de Doutorado são listadas no Capítulo 7.

2. Objetivos

2.1 Objetivo Geral

Este trabalho tem como principal objetivo avaliar por meio de ensaios mecânicos os efeitos de trajetórias de deformação em uma chapa de aço livre de intersticiais (LI), em particular, na descrição da Curva Limite de Conformação (CLC) deste aço quando definida nos espaços de deformações principais, tensões principais e deformação plástica equivalente.

2.2 Objetivos Específicos

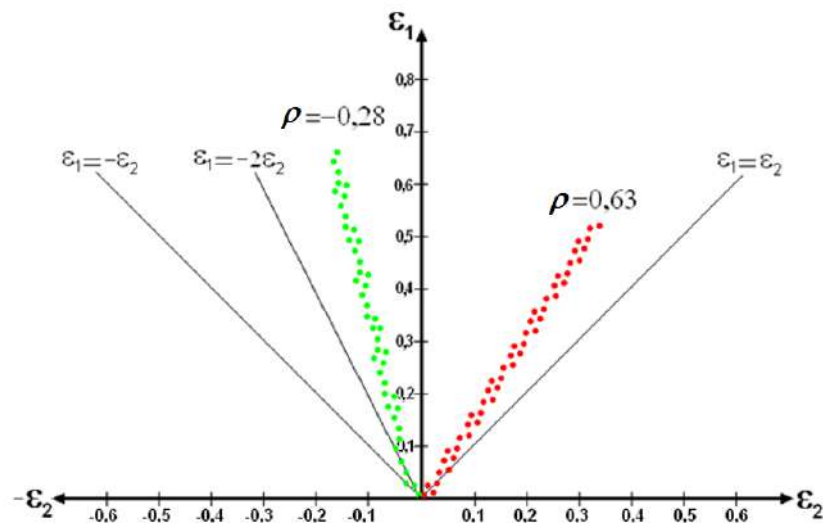
- Desenvolver ensaios capazes de pré-deformar no plano da chapa trajetórias de deformação por tração uniaxial e por estiramento biaxial simétrico;
- Determinar a equivalência de trabalho plástico para os modos de deformação por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico;
- Analisar a evolução da textura cristalográfica do aço LI por meio das técnicas de difração de elétrons retroespalhados, de transmissão de elétrons retroespalhados e de microscopia eletrônica de transmissão devido aos carregamentos impostos por níveis de pré-deformação em tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico;
- Avaliar o efeito da trajetória de deformação (linear ou bilinear) na alteração de mapas de difração de elétrons retroespalhados relacionados indiretamente à estrutura celular de discordâncias da chapa de aço LI;
- Desenvolver a metodologia para a determinação de CLC representadas nos espaços de deformações (convencional), tensões principais e deformação plástica equivalente (coordenadas polares).

3. Revisão Bibliográfica

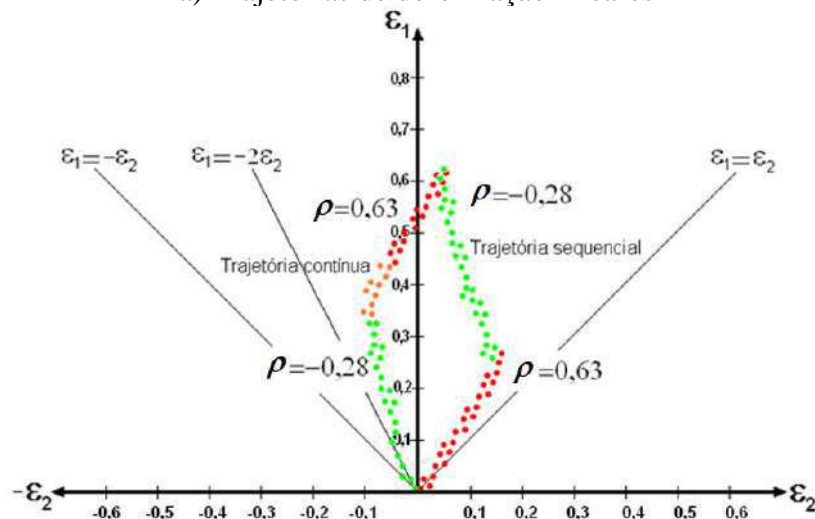
Este capítulo é destinado à apresentação de aspectos sobre a avaliação da influência da trajetória de deformação tanto em relação a alterações sub-estruturais em aços baixo e ultra-baixo carbono quanto em relação ao comportamento mecânico avaliado por meio da capacidade limite de deformação, ou seja, pela Curva Limite de Conformação (CLC).

3.1 Trajetória de deformação

A trajetória de deformação durante o processo de estampagem pode ser definida como o caminho percorrido por um elemento representativo do material, após incrementos sucessivos de deformações plásticas. Em conformação de chapas finas, a trajetória de deformação é frequentemente representada em um espaço bidimensional pelas deformações que ocorrem na superfície da chapa, por meio de diagramas que estabelecem a relação entre a maior (ϵ_1) e a menor (ϵ_2) deformação verdadeira principal. As relações entre as deformações na superfície da chapa para um elemento infinitesimal de material, durante a estampagem, podem assumir distintas rotas, sendo denominadas de trajetórias lineares ou trajetórias compostas (não-lineares). Na Figura 1 são apresentados exemplos esquemáticos de trajetórias de deformação lineares e compostas percorridas por elementos do material durante processos de estampagem, Marciniak *et al.* (2002). As trajetórias compostas podem ser classificadas que foram percorridas por elementos do material de forma contínua (propiciada, por exemplo, por meio da alteração na carga de prensa chapas) e bilinear (gerada, em alguns casos, por etapas subsequentes do processo de estampagem).



a) Trajetórias de deformação lineares



b) Trajetórias de deformação compostas

Figura 1 - Trajetórias de deformação a) lineares e b) compostas que foram percorridas por elementos do material de forma contínua ou sequencial bilinear. Modificado de Marciniak *et al.* (2002).

Um parâmetro escalar muito útil para caracterizar trajetórias compostas sequenciais de deformação foi proposto por Schmitt *et al.* (1994) * *apud* Ballarin *et al.* (2009), sendo definido como o cosseno do ângulo (θ) entre dois vetores que representam as etapas de (1) pré-deformação e (2) deformação subsequente no espaço de deformação. Matematicamente esse parâmetro, que tem a qualidade de um tensor invariante, é determinado pela Equação 1.

* Schmitt, J. H.; Shen, E. L.; Raphanel, J. L. – A Parameter for Measuring the Magnitude of a Change of Strain Path: Validation and Comparison with Experiments on Low Carbon Steel – International Journal of Plasticity, vol. 10 N° 5, pp. 535-551, 1994.

$$\cos \theta = \frac{\mathbf{E}_1 \cdot \mathbf{E}_2}{(\mathbf{E}_1 \cdot \mathbf{E}_1)^{0,5} (\mathbf{E}_2 \cdot \mathbf{E}_2)^{0,5}} \quad (1)$$

Na Equação 1, \mathbf{E}_1 e \mathbf{E}_2 representam os tensores de deformação das etapas de pré-deformação e de deformação subsequente, respectivamente.

Por meio da Equação 1 verifica-se que, em sollicitação bilinear monotônica segundo a qual a primeira e a segunda etapas de deformação possuem o mesmo modo e direção de deformação, o ângulo θ assume valor de 0° , sendo seu cosseno igual a 1. Para sollicitações bilineares por tração uniaxial e por compressão uniaxial, θ exibe valor de 180° ($\cos \theta = -1$). Na Tabela 1 podem ser vistos outros valores do ângulo θ para diferentes condições de deformações bilineares, conforme proposição de Ballarin *et al.* (2009).

Tabela 1 – Valores de ângulo θ e de seu cosseno para diferentes condições de deformações bilineares aplicadas em um material isotrópico. Adaptado de Ballarin *et al.* (2009).

Condição de deformação	θ	$\cos \theta$
Tração uniaxial + Tração uniaxial	0°	1
Cisalhamento + Cisalhamento	0°	1
Tração plana + Tração uniaxial na mesma direção	30°	0,86
Estiramento biaxial simétrico + Tração uniaxial	60°	0,5
Tração uniaxial + Tração uniaxial com diferença de direção de 45°	76°	0,25
Tração plana + Tração uniaxial com diferença de direção de 90°	90°	0
Tração uniaxial + Tração uniaxial com diferença de direção de 90°	120°	-0,5
Cisalhamento - Cisalhamento	180°	-1
Tração uniaxial + Compressão uniaxial	180°	-1

3.1.1 Trajetória de deformação linear

A trajetória linear de deformação é determinada por um valor do ângulo φ constante, sendo este normalmente expresso por meio do arco tangente da relação entre as deformações principais em um espaço bidimensional situado no plano da chapa, que gera também o parâmetro ρ dado pela razão entre $d\varepsilon_2$ e $d\varepsilon_1$, conforme relatado por Kikuma e Nakajima, (1971) e mostrado na Equação 2. Os autores ainda mencionaram que, por meio do valor de ρ pode-se classificar o processo de estampagem em modos específicos de deformação. Utilizando a definição de Kikuma e Nakajima, (1971) na figura 2, adaptada de Marciniak *et al.* (2002), pode-

se dizer que em condição de isotropia o modo de deformação por estiramento gera ângulos φ situados entre os pontos A e C (valores de ρ entre 1 e $-1/2$). Nessa mesma condição e sob estampagem profunda ou embutimento o ângulo φ situado entre os pontos C e E. Observa-se ainda nessa figura, a trajetória de deformação, $\rho = -1$, que faz a transição entre condições de deformação que geram afinamento e aumento na espessura. Conforme relatado por Goodwin (1968) * *apud* Banabic (2009), o espaço de deformações pode ser também dividido em deformações sob estiramento biaxial (onde ε_1 e $\varepsilon_2 > 0$) e sob estiramento uniaxial (onde $\varepsilon_1 > 0$ e $\varepsilon_2 < 0$).

$$\rho = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_1} \quad (2)$$

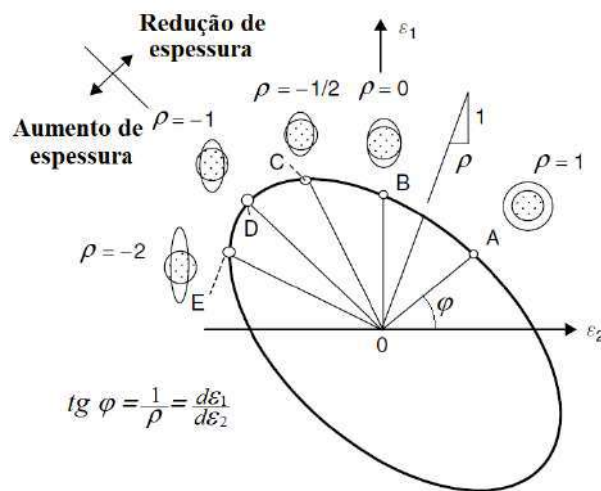


Figura 1 – Espaço de deformação, destacando algumas trajetórias de deformação importantes. Adaptado de Marciniak *et al.* (2002).

Na Figura 3 é mostrada representações esquemáticas de processos de estampagem, nos quais ocorrem a predominância de diferentes modos de deformação, adaptado de Marciniak *et al.* (2002). No modo de deformação por estiramento biaxial (para materiais isotrópicos: entre $\rho = -1/2$ e $\rho = 1$), as chapas finas são conformadas em estado plano de tensão, por meio de esforços trativos ortogonais que atuam na superfície enquanto a tensão atuante na direção da espessura é nula ($\sigma_3 = 0$). Neste modo de deformação, o material se deforma nas três direções sendo negativa a deformação na direção da espessura da chapa, isto é, ε_1 e $\varepsilon_2 > 0$ e $\varepsilon_3 < 0$. Assumindo-se a condição de incompressibilidade plástica, ou seja, $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$, espera-se uma elevada redução de espessura nesse modo de deformação.

* Goodwin, G. M. (1968) Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop. Society of Automotive Engineers No. 680093, 380–387.

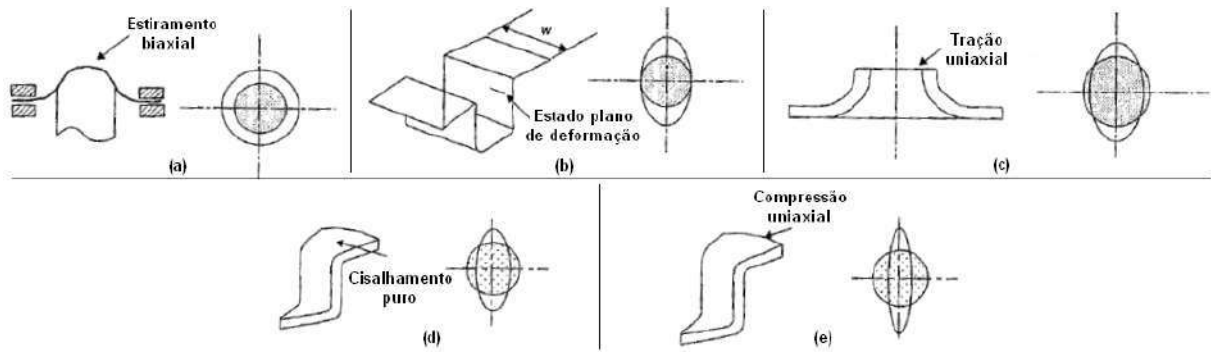


Figura 2 - Representações esquemáticas de processos de estampagem, nos quais ocorrem a predominância de diferentes modos de deformação. Adaptado de Marciniak *et al.* (2002).

O estiramento em estado plano de tensão pode ocorrer quando toda a deformação da chapa, durante a conformação com alta carga de prensa-chapas, se situa apenas na região da cabeça de um punção hemisférico. Conseqüentemente, o material compreendido na região situada sob a cabeça do punção irá diminuindo de espessura até atingir a instabilidade plástica e romper-se, conforme representação esquemática apresentada na Figura 3.a. Para que essa concentração de deformação ocorra, existem algumas condições de processamento, tais como:

- pressão do prensa chapas muito elevada;
- relação elevada entre diâmetro do esboço e do punção;
- raio de curvatura da matriz pequeno e do punção muito grande.

No estiramento biaxial simétrico, considera-se o parâmetro ρ igual a 1 e, com isso, a deformação na espessura é $\varepsilon_3 = -2\varepsilon_1$. Nessa condição de deformação, a espessura da chapa decresce mais rapidamente em relação à ε_1 do que qualquer outro modo de deformação.

Em condições de estiramento em deformação plana, o parâmetro ρ é igual a zero e conforme a chapa é estirada em ε_1 , sua espessura é reduzida na mesma quantidade. Esse modo de deformação é observado em paredes de peças estampadas, como pode ser notado na representação esquemática apresentada na Figura 3.b.

No modo de deformação por tração uniaxial sob condição isotrópica, na qual $\sigma_2 = 0$, a chapa é estirada em uma direção e contrai em outra, ou seja, o estado de deformação é de valores positivos em ε_1 e negativos em ε_2 , acarretando valor de ρ igual a -0,5. Além de ensaios de tração, esse modo de deformação é encontrado em condições de estiramento de flange ou expansão de furos, mostrada de forma esquemática na Figura 3.c.

Sob condições de cisalhamento puro, a espessura da chapa não sobre variação, ou seja, a deformação em ε_1 é igual a $-\varepsilon_2$, propiciando um valor de ρ igual a -1. Esse modo de deformação, juntamente com o de tração uniaxial, delimita a região de embutimento do

diagrama ε_1 versus ε_2 , acarretando sob condição isotrópica em valores de ρ entre -0,5 e -1. Operações de estampagem com predominância de embutimento, conforme apresentado na Figura 3.d, consistem em pressionar a tira a ser estampada, pela ação de um punção, para dentro da matriz. O fluxo do material deslocado para dentro da matriz não é bloqueado, entretanto, há uma restrição no curso desse material. Essa restrição é promovida por uma carga de prensa chapas, necessária para evitar a formação de rugas. Uma característica que o material a ser estampado deve possuir é uma elevada resistência à diminuição de espessura, concomitantemente com a deformação plástica (alto valor do coeficiente de anisotropia plástica R , Equação 3). Outra propriedade característica importante que o material do esboço deve apresentar em operações de estampagem é a isotropia planar, isto é, exibir as mesmas propriedades plásticas no plano da chapa de modo a garantir uma deformação homogênea. No modo de deformação por cisalhamento puro também é observada a transição de deformação ao longo da espessura do material. Para valores de ρ maiores que -1 ocorre reduções de espessura e em menores valores de ρ , a espessura do material aumenta.

Em condições de compressão pura, a deformação em ε_1 assume valores, em módulo, menores do que em ε_2 , acarretando valor de ρ igual a -2. Esse modo de deformação pode ser encontrado nas bordas de flanges em operações de embutimento profundo, conforme mostrado na Figura 3.e. Nesse modo de deformação é provável que a espessura da chapa aumente ou que o material sofra enrugamento.

Quando submetidos a um mesmo estado de tensão, diferentes materiais vão se comportar de forma distinta devido à anisotropia plástica. Essa anisotropia em chapas para estampagem decorre de que o processo de laminação induz a obtenção de propriedades mecânicas particulares em relação a três planos ortogonais. Tal comportamento mecânico é chamado ortotropia. Para mensurar o comportamento ortotrópico de chapas utiliza-se o coeficiente de anisotropia R , na qual refere-se à relação entre as deformações verdadeiras na largura ($\varepsilon_{largura}$) e na espessura ($\varepsilon_{espessura}$), obtidas após uma deformação uniforme na direção do comprimento do corpo de prova por tração uniaxial ($\varepsilon_{comprimento}$), conforme mostrado na Equação 3. Considerando o parâmetro de anisotropia plástica do material do esboço (R), os valores de ρ em diferentes modos de deformação são atualizados conforme mostrado na Tabela 2. Esse parâmetro refere-se à relação das deformações verdadeiras, equação 3.

$$R = \frac{\varepsilon_{largura}}{\varepsilon_{espessura}} \quad (3)$$

Tabela 2 – Valores do parâmetro ρ para condições de deformações em tensão plana, considerando o efeito anisotrópico dos materiais pelo parâmetro R . Adaptado de Marciniak *et al.* (2002).

Modos de deformação	Deformações			Trajétoria de deformação
	ε_1	ε_2	ε_3	$\rho = \varepsilon_2/\varepsilon_1$
Tração uniaxial	ε_1	$-\varepsilon_1 R/(R+1)$	$-\varepsilon_1/(R+1)$	$-R/(R+1)$
Deformação plana	ε_1	0	$-\varepsilon_1$	0
Estiramento biaxial simétrico	ε_1	ε_1	$-2\varepsilon_1$	1

3.1.2 Trajetória de deformação composta

Até então, considerou-se trajetórias lineares de deformação. Entretanto, trajetórias compostas de deformação estão bastantes presentes em operações de estampagem. Existem dois tipos básicos de trajetórias de deformação compostas, a saber, as contínuas e as sequenciais, Hance (2005). Trajetórias de deformação compostas contínuas ocorrem em quase todas as operações de estampagem de chapas e são caracterizadas por alterações graduais ou contínuas da trajetória de deformação sem interrupção do processo de conformação. Um exemplo é a aplicação de frisos, de canais, de freios ou de sulco de embutimento (em inglês, *draw beads*), responsáveis por mudar a trajetória de deformação do material devido ao aumento de restrição de fluxo de material para dentro da cavidade da matriz. Keeler (1995) afirmou que pelo fato de que essa forma de restrição de fluxo acarreta mudança da direção da trajetória de deformação para estiramento, a nomenclatura poderia ser mais bem descrita como sulco de estiramento (ou em inglês *stretch bead*).

A trajetória composta sequencial é aquela que consiste em mudar abruptamente as condições de tensão impostas, com uma pausa na deformação entre as "sequências". Como a produção de peças estampadas, normalmente, passa por operações sequenciais de conformação esse é um bom exemplo desse tipo de trajetória. As várias etapas de processamento de tubos por hidroconformação também são outro exemplo de um processo com trajetória composta sequencial (fabricação do tubo, pré-dobramento, hidroconformação, etc.). Cabe ressaltar que as trajetórias compostas contínuas são experimentalmente difíceis de analisar, e assim as trajetórias complexas sequenciais são geralmente avaliadas em análises experimentais de chapas metálicas. O efeito das trajetórias compostas sequenciais, que daqui por diante serão referidas como trajetórias de deformação compostas, sobre as propriedades dos materiais tem

sido extensivamente estudado para aços de baixo carbono e para outros materiais metálicos convencionais, notadamente o alumínio. Hance (2005).

3.1.3 Efeitos da alteração da trajetória de deformação

A trajetória de deformação experimentada por um dado elemento infinitesimal de material é uma função complexa das tensões nele impostas e da resposta deste às solicitações (que resultarão em diferentes propriedades mecânicas, dependentes principalmente da composição química, da microestrutura, da textura cristalográfica, dentre outros), podendo ser expressa pela Equação 4. Hance (2005).

$$\text{Trajetória de deformação} = f(\text{tensões impostas}) \times f(\text{resposta do material}) \quad (4)$$

3.1.3.1 Função tensões impostas

As tensões impostas no material têm como variáveis as condições de carregamento e os fatores tribológicos do contato entre as superfícies do aço e do ferramental de estampagem. As condições de carregamento, por sua vez, são influenciadas pelas variáveis do processo de estampagem, tais como a geometria do ferramental, a carga de prensa chapas e a velocidade de deformação. Quanto aos fatores tribológicos destacam-se a rugosidade das superfícies de contato, o tipo de revestimento da chapa e as condições de lubrificação, que conjuntamente influenciam fortemente as condições de atrito durante estampagem. A classificação dos tipos de solicitação impostas ao material é mostrada na Figura 4, para um espaço bidimensional de tensões, cujos eixos principais referem-se à maior (σ_1) e à menor (σ_2) tensões principais na superfície da chapa. Nessa figura, a tangente do ângulo θ é o inverso do parâmetro α , que relaciona as tensões principais no plano da chapa.

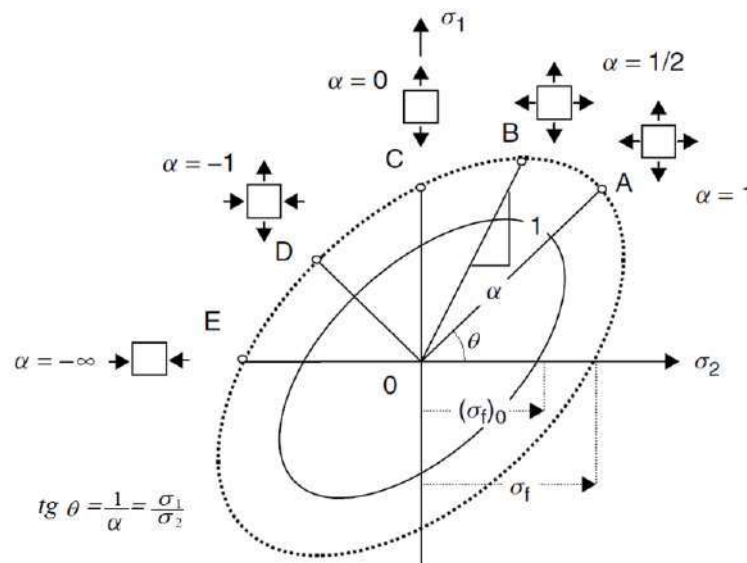


Figura 3 – Espaço de tensão, destacando algumas relações de maior tensão principal (σ_1) e menor tensão principal (σ_2). Adaptado de Marciniak *et al.* (2002).

3.1.3.2 Função resposta do material

Dentre os fatores que influenciam na função resposta do material (propriedades mecânicas) e, conseqüentemente, na trajetória de deformação, a composição química é a que exerce papel mais relevante. Isso porque em função da adição de diferentes elementos químicos no aço, pode-se vir a alterar neste todos os mecanismos de endurecimento conhecidos (solução sólida, precipitação, maclação, encruamento, refino de grão e/ou tratamento térmico) e, com isso, alterar drasticamente as condições de deformação.

A microestrutura do material também tem papel importante sobre a resposta do material às tensões nele impostas durante o processo de estampagem, pois os constituintes microestruturais apresentam propriedades mecânicas distintas, influenciando assim no comportamento do material. No caso de aços para estampagem, que apresentam normalmente microestrutura formada exclusivamente pela fase ferrítica, as subestruturas formadas nos materiais durante a deformação plástica, bem como os arranjos internos das discordâncias também exercem fator importante na função resposta do material. Isso porque, durante a deformação plástica destes aços, os sistemas de deslizamento submetidos às mais altas tensões cisalhantes são ativados e as discordâncias móveis se movimentam por meio de seus respectivos planos de deslizamento. Depois de certa quantidade de deformação plástica, as discordâncias se rearranjam em uma estrutura celular organizada. A Figura 5 mostra uma representação esquemática de uma estrutura de discordância, em grãos que se dividiram em subestruturas, a partir de deformações em quantidades consideradas de baixa a média (Figura 5.a) e alta (Figura 5.b). No caso de processos de estampagem, as deformações podem ser consideradas com quantidades de baixa a média. O caso de alta quantidade de deformação é mais comum em outros processos de conformação, tal como, laminação, que acarretam um elevado achatamento dos grãos. Verifica-se no grão representado na Figura 5.a que as células de discordâncias definem o menor elemento de volume, seguida de uma célula em bloco compreendendo várias células de discordâncias e circundada por contornos de discordâncias longos e achatados. Esses contornos são formados por paredes simples com discordâncias densas e por microbandas com paredes duplas de discordâncias. Para elevadas deformações (Figura 5.b), contornos lamelares de discordâncias tornam-se visíveis, Vincze (2007).

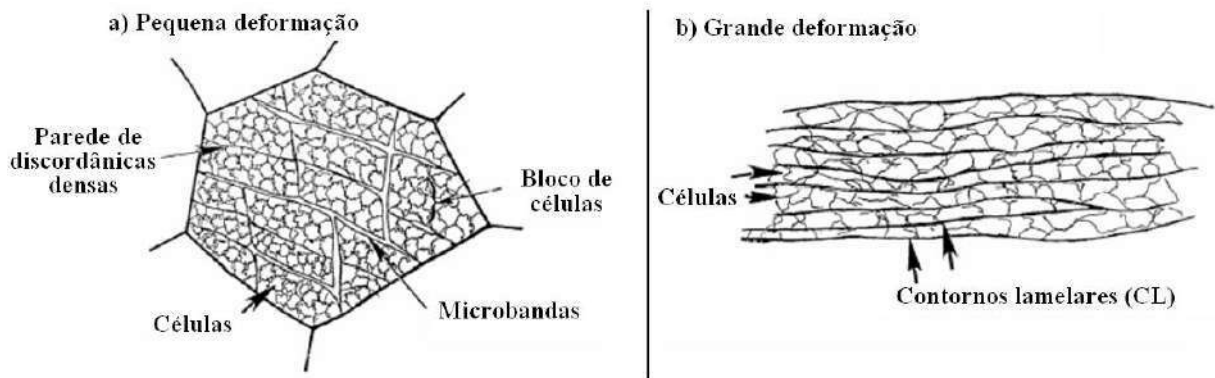


Figura 4 - Representação esquemática da divisão dos grãos de aço para estampagem, durante deformações plásticas a) pequena e b) grande quantidades de deformação. Parede de discordâncias densas (PDD); Microbanda; Contornos lamelares; Bloco de células (BC); Células de discordâncias (CD). Adaptado de Vincze (2007).

O perfil e o tamanho das células de discordâncias, por sua vez, dependem de como será a distribuição das deformações nos sistemas de deslizamentos ativos pelo modo de deformação empregado e das condições de deformação do material. Rauch (2004) construiu um mapa, mostrado na Figura 6, para mostrar a influência de vários parâmetros no desenvolvimento estrutural dos materiais baseado em deformações por cisalhamento puro e por estiramento biaxial à temperatura ambiente e à baixa temperatura. A diferença de temperatura de deformação do material foi utilizada para se obter altas tensões de fricção no material, de forma a produzir amostras com similar densidade de discordância, porém com arranjos celulares diferentes. Os parâmetros considerados pelo autor são relacionados com a estrutura e com o número de sistemas de deslizamento ativos, que dependem das condições experimentais e do material. Nesse mapa observa-se para a pré-deformação por cisalhamento (condição “a”), a formação de blocos de células de discordâncias, com paredes bem definidas e alongadas na mesma direção. Enquanto para a pré-deformação por estiramento biaxial (condição “b”), nota-se a formação de estrutura celular equiaxial, com paredes densas de discordâncias. Percebe-se também, conforme esperado, que a deformação em baixa temperatura acarretou uma mudança de estrutura celular para ambos os casos de pré-deformação (condições “c” e “d”). Uma descrição mais completa desse mapa pode ser observada na referência Rauch (2004).

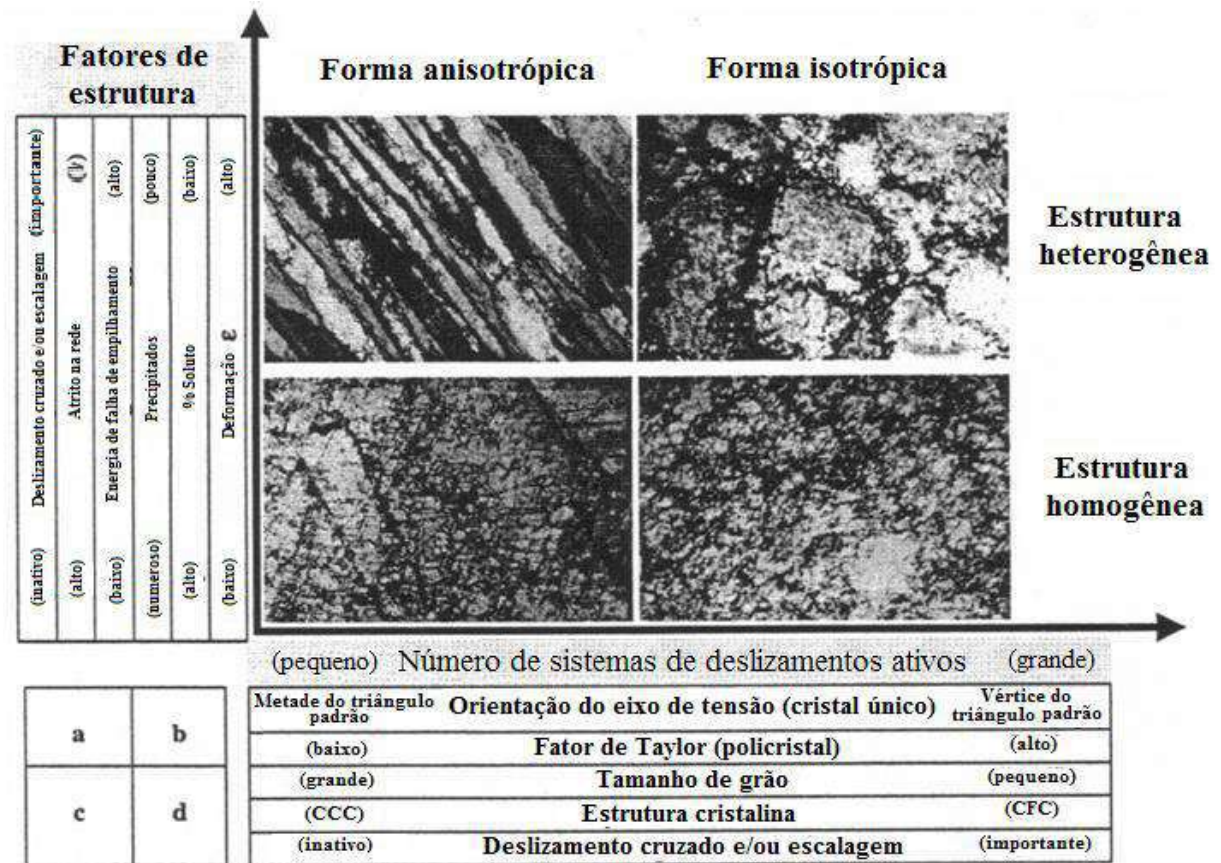


Figura 5 - Mapa mostrando a influência de diferentes parâmetros no tipo de desenvolvimento de microestruturas durante deformação plástica de um aço baixo carbono: (a) cisalhamento puro a temperatura ambiente, (b) estiramento biaxial a temperatura ambiente, (c) cisalhamento puro a 110 K e (d) estiramento biaxial a 125 K. Adaptado de Rauch (2004).

Clausmeyer *et al.* (2013) caracterizaram a estrutura celular de discordâncias de um aço DC06 (grau da família de aços Livre de Intersticiais) deformado em tração uniaxial (5%), em deformação plana (8%) e em cisalhamento (11,5%). Os autores utilizaram uma terminologia similar à adotada por Vincze (2007). Contudo, tendo como referência trabalhos anteriores, Clausmeyer *et al.* (2013) usaram o conceito de diferenciação dos contornos das discordâncias pelas características de sua formação: Contornos Geometricamente Necessários ou do inglês *Geometrically Necessary Boundaries* e Contornos Incidentais ou do inglês *Incidental Boundaries*. Os Contornos Geometricamente Necessários, segundo os autores, são necessários para acomodar desorientações (mudança de orientação cristalográfica) induzidas por diferenças no deslizamento de discordâncias de diferentes regiões de determinado elemento de volume do material. Os Contornos Incidentais são formados devido a mútuas armadilhas de deslizamento de discordâncias normalmente complementadas por “emaranhados de discordâncias”. Os autores relatam ainda que as microbandas com paredes duplas de discordâncias pertencem ao grupo dos Contornos Geometricamente Necessários e as paredes das células (PC) ou do inglês *Cells Wall*, são exemplos de Contornos Incidentais. Baseando-se novamente em estudos

anteriores, Clausmeyer *et al.* (2013) afirmam que a desorientação dos Contornos Geometricamente Necessários em relação a sua vizinhança é três vezes maior do que a desorientação dos Contornos Incidentais em relação a vizinhança destes.

O aspecto das estruturas celulares obtidas por Clausmeyer *et al.* (2013) após deformações por tração uniaxial, por deformação plana, por cisalhamento e pela associação entre deformação plana e cisalhamento é mostrado na Figura 7. Os autores mencionam que em cerca de 5% de deformação por tração uniaxial, paredes de células são formadas a partir de emaranhados de discordâncias. Com o aumento da quantidade de deformação plástica nesse modo de deformação para aproximadamente 20% (mostrado na Figura 8), todos os emaranhados de discordâncias são incorporados a parede de células ou a contornos de células, aumentando o ângulo de desorientação entre o interior da célula e seus contornos. Comparando os Contornos dos Blocos de Células (CBC) ou do inglês *Cell Blocks Boundaries*, da condição de pré-deformação por tração uniaxial com os da deformação plana, verifica-se que os primeiros exibem uma maior densidade de discordância, sendo o segundo mais difuso. Para a mesma quantidade de deformação, o número de células observadas para a condição de tração uniaxial é cerca de duas vezes maior do que para a deformação plana. O número de células por unidade de área da condição de deformação por cisalhamento é cerca de 1,5 vezes maior do que o da condição de deformação plana, em comparáveis quantidades de deformação.

Os autores comentaram que durante o carregamento, as CBC são formadas inicialmente em sistemas cristalinos referentes a planos {110}. Com a continuação do carregamento, os CBC são associados a planos {112} e, acima de 15% de deformação, esses contornos são observados em planos {123}. As espessuras das CBC para as condições de tração uniaxial, de deformação plana e de cisalhamento são respectivamente de ≈ 100 nm, ≈ 300 nm e ≈ 200 nm.

Para a condição de deformação que contempla a associação dos modos de deformação plana (11%) e cisalhamento (35%), verifica-se a formação de estrutura celular em forma de grades quadriculadas. Nessa estrutura, observam-se ainda Paredes de Discordâncias Densas (PDD) e Paredes Duplas (PD).

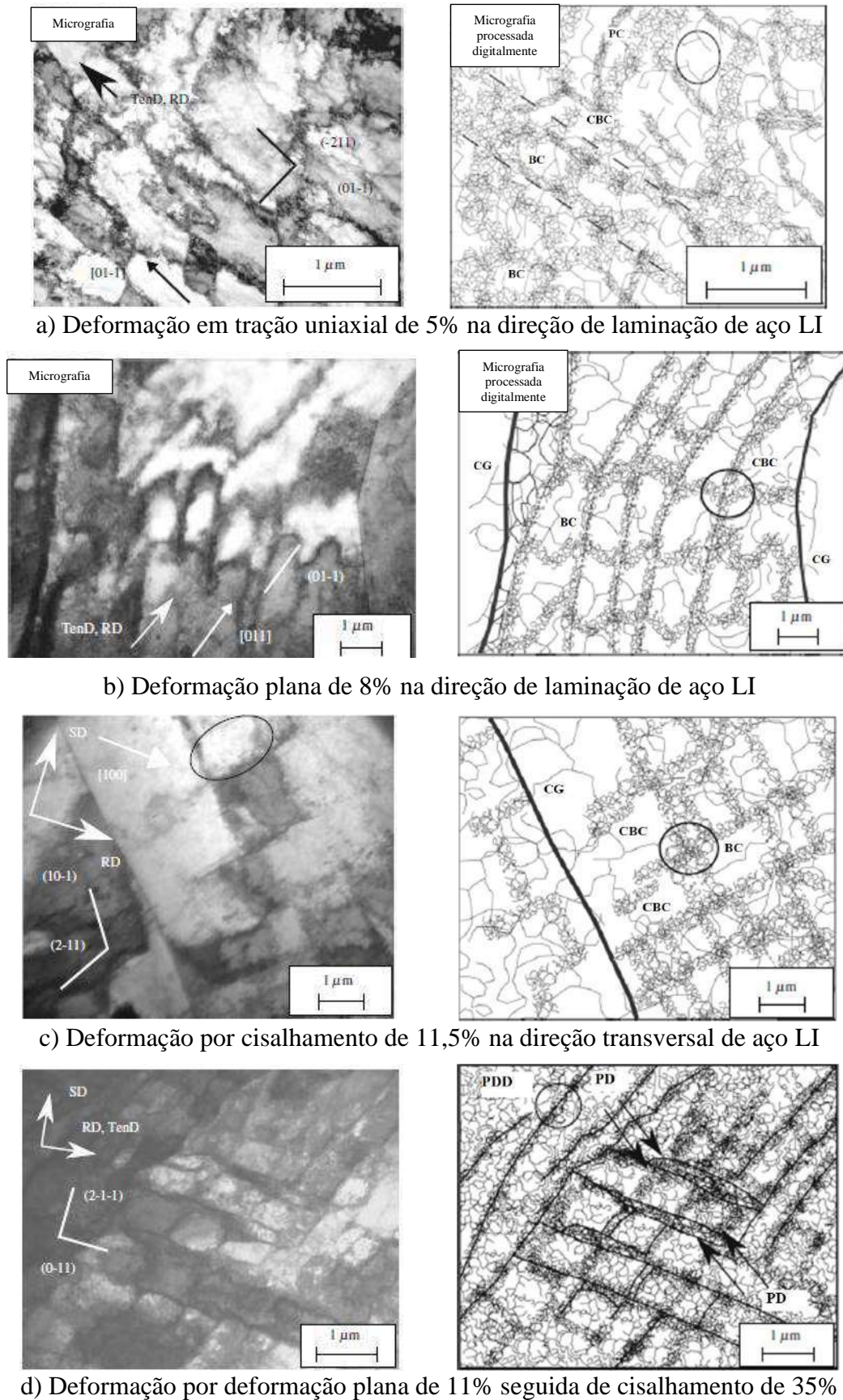
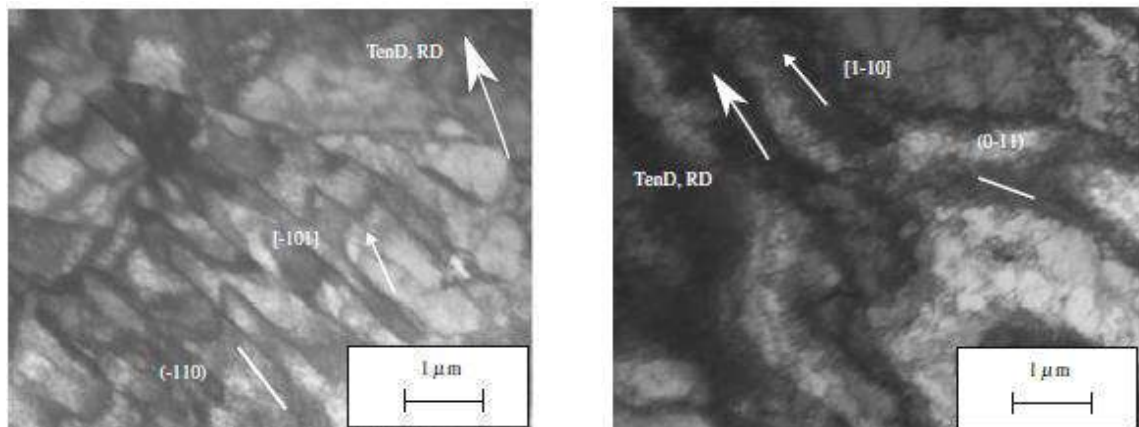


Figura 6 - Estruturas celulares de discordâncias geradas por pré-deformações: (a) por tração uniaxial - 5%; (b) por deformação plana - 8%; (c) por cisalhamento - 11,5% e (d) por deformação plana - 11% seguida por cisalhamento - 35%. PC - Parede de Células; BC - Bloco de células; CBC - Contorno de Bloco de Células; CG - Contorno de Grão; PD - Parede Duplas; PDD - Paredes Duplas Densas. Clausmeyer *et al.* (2013).



a) Deformação em tração uniaxial de 20%

b) Deformação em deformação plana de 20%

Figura 7 - Estruturas celulares de discordâncias geradas em função das condições de pré-deformação: (a) por tração uniaxial - 20% e (b) por deformação plana - 20%. Clausmeyer *et al.* (2013).

A textura cristalográfica, outra variável que exibe influência sobre a resposta do material, sofre notória alteração com a mudança do modo de deformação. Vadavadagi *et al.* (2015), mostraram a evolução da textura cristalográfica com mudanças na trajetória de deformação de aços baixo carbono, Figura 9. Os ângulos φ_1 , Φ e φ_2 são ângulos de Euler. Cabe destacar a intensidade das componentes da fibra γ , identificada na figura pela linha tracejada vermelha e vista nos mapas com $\varphi_2 = 45^\circ$. Essa fibra exibe componentes que favorece a estampabilidade dos aços. As texturas resultantes de pré-deformações por tração uniaxial, por estado plano de deformação e por estiramento biaxial simétrico são mostradas, em contraste com a textura do material sem deformação. Verifica-se que nos modos de deformação por tração uniaxial e deformação plana o mapa de textura são similares, na qual as maiores intensidades são correspondentes as componentes da família $\{111\}\langle 110\rangle$. Enquanto que para a deformação em estiramento biaxial a intensidade de todas as componentes das fibra gama são fortalecidas.

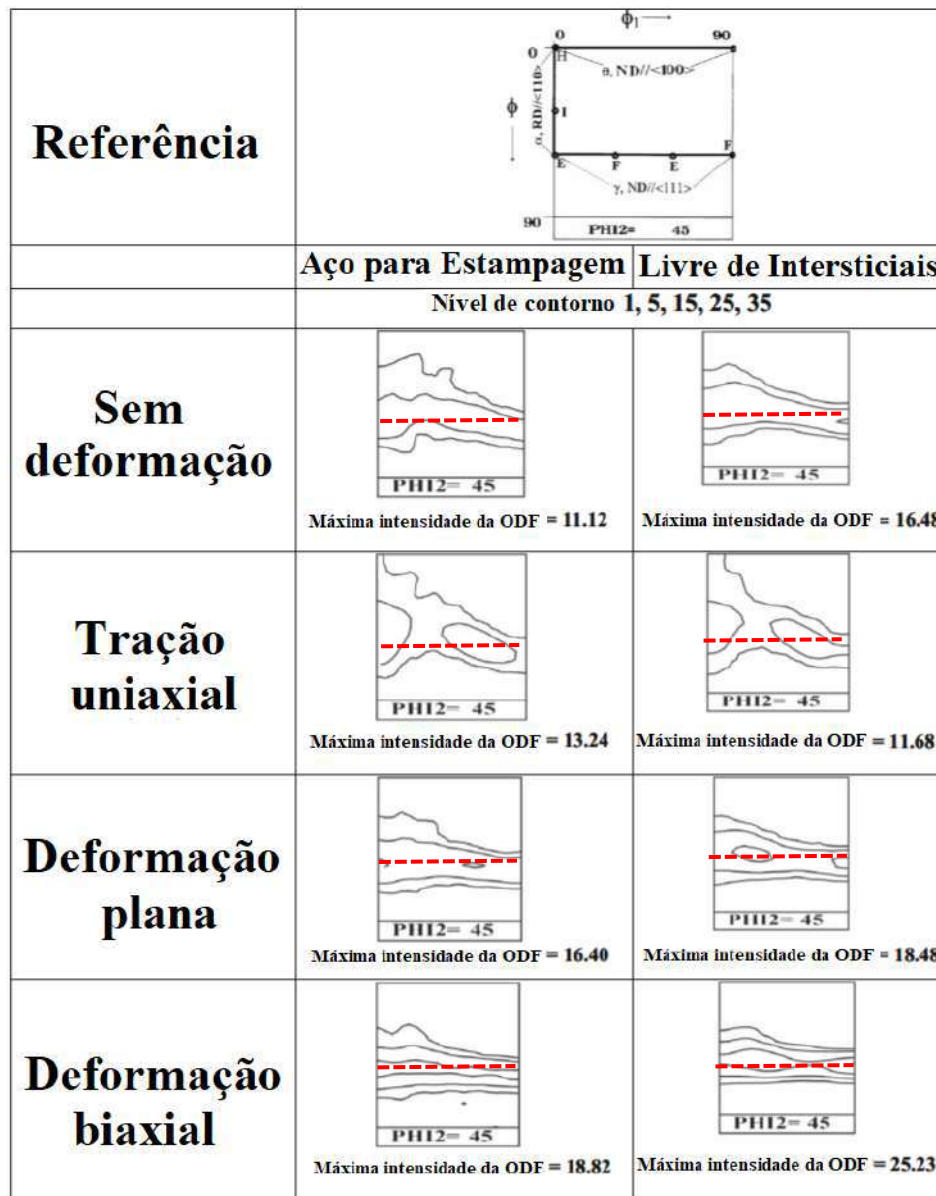


Figura 8 - *Orientation Distribution Function* (ODF) em $\varphi_2 = 45^\circ$, destacando a fibra gama de aços baixo carbono nas condições sem deformação, tração uniaxial, deformação plana e estiramento biaxial simétrico. Modificado de Vadavadagi *et al.* (2015).

A estrutura celular de discordância de aços deformados plasticamente tem sido caracterizada, de forma indireta, pela técnica de difração de elétrons retroespalhados, mais conhecida pela nomenclatura em inglês *Electron BackScattered Diffraction* (EBSD). O princípio básico para essa caracterização via EBSD reside no fato de que quando deformados, os aços que exibem estrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC), tendem a formar arranjos de estruturas celulares no interior dos grãos, denominadas de subgrãos. Os subgrãos apresentam pequenos ângulos de desorientação entre eles, normalmente inferiores a 5° . A avaliação da deformação plástica por EBSD torna-se possível, mas não trivial, em função da degradação da qualidade dos padrões de difração. Em função disso, até mesmo a etapa de lixamento/polimento das amostras é um processo crítico em uma análise via EBSD. Na Figura 10 são mostrados padrões

de difração de uma amostra com a superfície adequada e outra com problemas de preparação devido à deformação plástica.

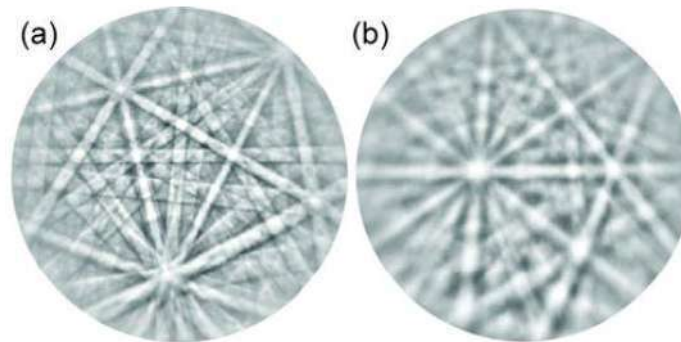


Figura 9 - Padrões de difração de EBSD obtidas a partir de a) amostra com superfície adequada e b) outra com problemas de preparação devido à deformação plástica. Wright *et al.* (2011).

Com a deformação plástica as distorções na estrutura cristalina são aliviadas por meio da geração de discordâncias, podendo gerar dois diferentes efeitos nos padrões de difração de EBSD. O primeiro deles é devido às Discordâncias Estatisticamente Armazenadas (*Statistically Stored Dislocations*). Essas discordâncias podem ser encontradas em regiões do material com significantes densidades, mas com uma rede de vetor de Burgers igual a 0, mostradas na Figura 11. Nesse caso o padrão é degradado em função de perturbações locais na difração dos planos da rede levando a espalhamentos incoerentes. Quanto maior é a densidade de discordância maior é a degradação do padrão de difração.

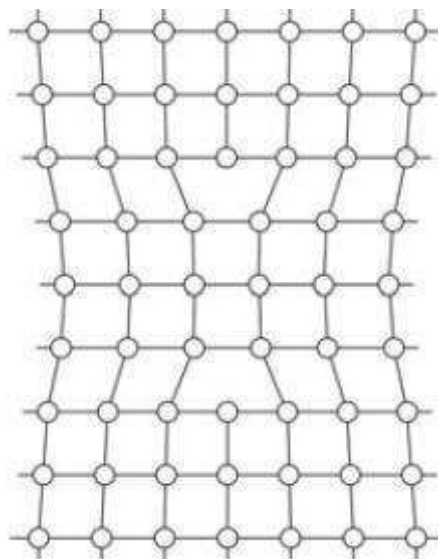


Figura 10 - Representação esquemática de distúrbios acarretados na rede cristalina em função de discordâncias em cunha de sinais opostos que geram uma rede com vetor de Burgers igual a 0 e degradam o padrão de difração de EBSD (Wright *et al.*, 2011).

O segundo efeito no padrão de difração é atribuído às Discordâncias Geometricamente Necessárias (*Geometrically Necessary Dislocations*), que geram regiões no material com vetores de Burgers diferentes de 0, devido ao fato de existirem mudanças de orientação cristalográfica ou curvaturas na rede cristalográfica. De um modo geral pode-se afirmar que no interior dos subgrãos são encontradas as Discordâncias Armazenadas Estatisticamente e, nos contornos desses, as Geometricamente Necessárias (Figura 12). Na Figura 13 são mostradas representações esquemáticas da alteração de orientação cristalográfica em um contorno de subgrão propiciada pelas Discordâncias Geometricamente Necessárias e da degradação da qualidade do padrão de difração em função das distorções geradas devido à sobreposição dos padrões de cada subgrão. Como as rotações na rede cristalográfica associadas aos contornos de subgrão são pequenas (menor do que 5°), o material dentro do volume de difração não mais satisfaz a lei de Bragg, mas sim a um intervalo próximo à lei de Bragg em três dimensões, o que gera uma distorção nos padrões de difração. Quanto maior é a quantidade de deformação maior é o grau de degradação do padrão de difração.

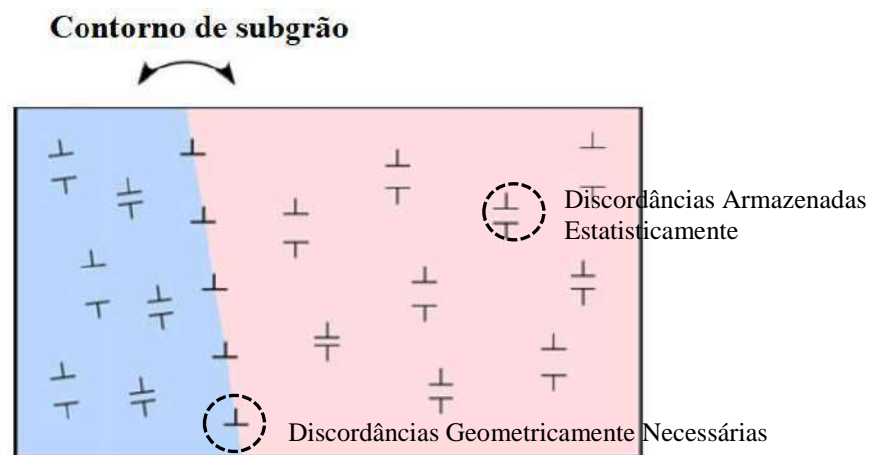


Figura 11 - Representação esquemática destacando as Discordâncias Armazenadas Estatisticamente encontradas no interior dos subgrãos e as Discordâncias Geometricamente Necessárias situadas nos contornos de subgrão. Adaptado de Wright *et al.* (2011).

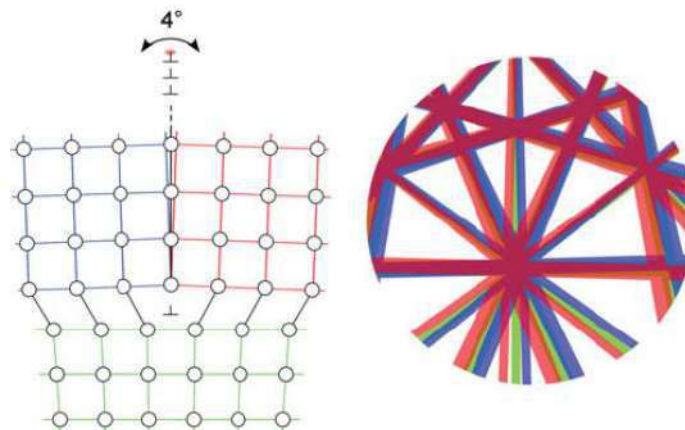
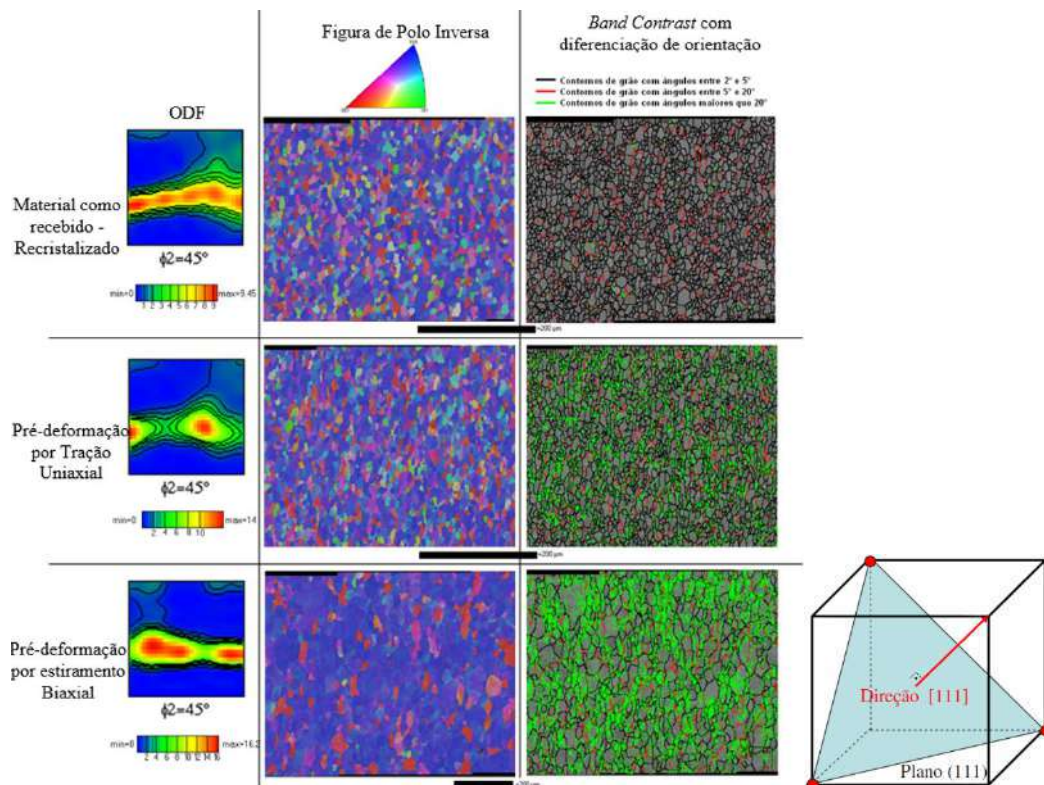


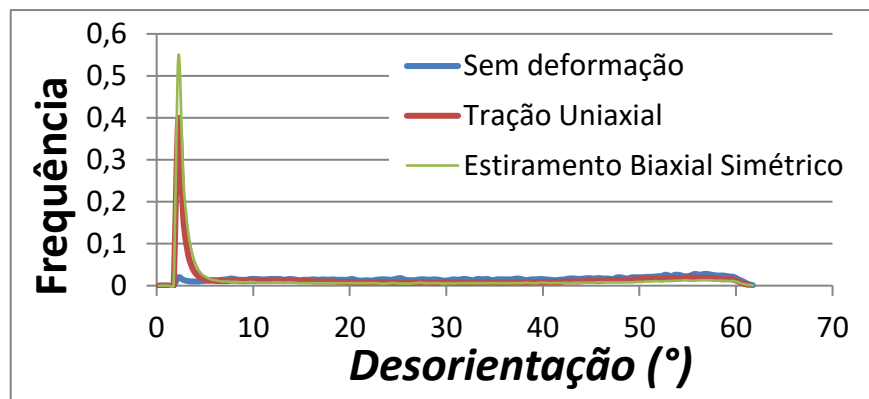
Figura 12 - Representação esquemática mostrando o efeito do contorno de subgrão no padrão de difração. Wright *et al.* (2011).

A diferenciação da contribuição dos dois tipos de discordâncias supracitados para a distorção de um simples padrão de difração é praticamente impossível. Cabe ressaltar também que como o tamanho do volume de difração é uma função do tamanho do feixe de elétrons, o efeito da degradação será diferente em microscópios com filamentos de tungstênio de baixa resolução comparado aos de alta resolução com fontes de campos de emissões.

Pelo fato da técnica de EBSD ser capaz de diferenciar orientações cristalográficas de grãos, diferenciando o que seriam os contornos de grão de alto e baixo ângulo (desorientações normalmente maiores do que 20° e entre 2 e 5° , respectivamente), medidas qualitativa e quantitativa sobre os subgrãos podem ser extraídas, Wright e colaboradores (2011). Explorando os resultados obtidos no estudo de Bittencourt *et al.* (2012) sobre a conformabilidade de aço para estampagem (BH260), a partir de pré-deformações por tração uniaxial ($\varepsilon \approx 0,10$) e por estiramento biaxial ($\varepsilon \approx 0,11$), nota-se que a deformação biaxial foi responsável pela geração de uma estrutura formada por uma maior quantidade de subgrãos. Esse fato pode ser comprovado analisando o mapa de contraste de banda (*band contrast*) com diferenciação dos contornos e o histograma de desorientação (*misorientation*), onde verifica-se contornos de grão com ângulos inferiores a 5° (contornos em verde) e comparando os histogramas mostrados na Figura 14. Nessa figura é mostrado também mapas de Função de Distribuição de Orientação (ODF), reforçando os resultados de Vadavadagi *et al.* (2015), na qual, por tração há uma intensificação da componente $\{111\}\langle 110 \rangle$ e por estiramento biaxial todas as componentes da fibra gama. Nota-se ainda, Figuras de Polo Inversa (IPF – *Inverse Pole Figure*), onde verifica-se que a cor mais presente é a azul indicando que a direção $[111]$ é mais presente como normal ao plano da chapa. Com isso, conforme mostrado no cubo da Figura 14, planos da família $\{111\}$ são presentes mais intensamente no plano da chapa.



a) ODF, IPF e mapas de contraste de banda com diferenciação entre os contornos de grão



b) Histograma de desorientação

Figura 13 - Mapas de contraste de banda (*band contrast*) com diferenciação de contornos de grão e histograma de desorientação (*misorientation*) de amostras sem e com deformação por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico (Bittencourt *et al.*, 2014).

Uma técnica de microanálise, realizada em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), que tem ganhado importância, Rice *et al.* (2014), é a de *Transmission Kikuchi Diffraction* (TKD) ou *Transmission Electron Backscatter Diffraction* (*t*-EBSD). A diferença dessa técnica em relação à de EBSD, reside no fato de que ao invés de difratar os elétrons estes são transmitidos através da amostra. Com isso, a resolução da análise pode ser melhorada em valores superiores a uma ordem de grandeza. Na Figura 15 é mostrada uma comparação do volume de interação de elétrons com a câmera obtido pela técnica convencional de EBSD e pela técnica de *t*-EBSD.

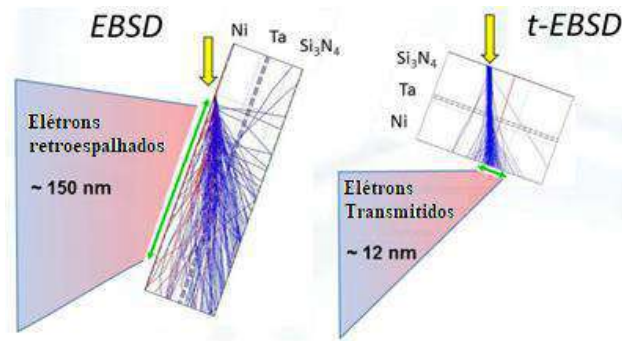


Figura 14 - Comparação do volume de interação de elétrons com a câmera obtido pela técnica convencional de EBSD e de *t*-EBSD. Rice *et al.* (2014).

As análises de *t*-EBSD em microscópio eletrônico de varredura tornam-se possíveis em função da espessura da amostra e de seu posicionamento em relação ao feixe emitido de elétrons. Na Figura 16 são mostradas, de forma esquemática, montagens de amostra no MEV para análises via EBSD e via *t*-EBSD. Nota-se na Figura 17 que tanto o porta amostra e quanto o ângulo de inclinação utilizados na técnica de *t*-EBSD diferem bastante dos empregados em análises via EBSD.

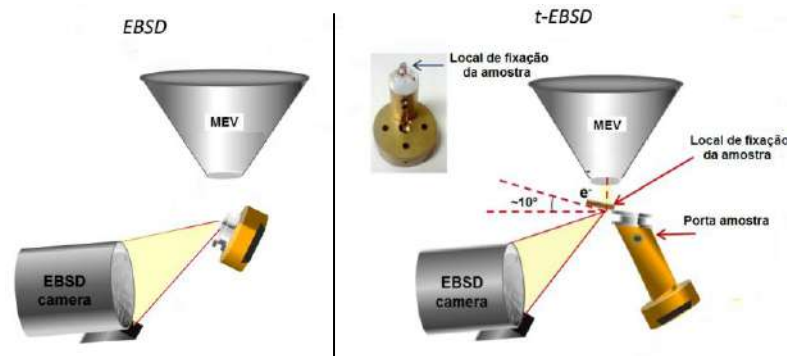


Figura 15 - Representações esquemáticas de montagens de amostra no MEV para análises via EBSD e via *t*-EBSD. Rice *et al.* (2014).

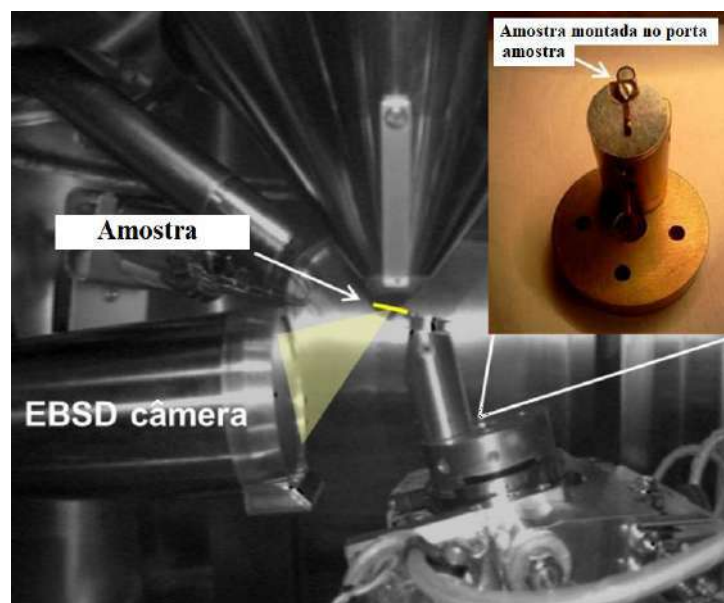


Figura 16 - Imagem de uma câmara de MEV equipada com porta amostra para análise via *t*-EBSD (Rice *et al.*, 2014).

Apesar dessa técnica de microanálise ser promissora para a avaliação de aspectos sobre a textura cristalográfica de amostras deformadas, não foi encontrada em literatura referências que fizessem esse tipo de análise com bons resultados.

3.2 Curva Limite de Conformação

A Curva Limite de Conformação (CLC) tem como principal objetivo avaliar a capacidade de deformação de chapas quando são submetidas a diferentes modos de deformação. O conceito de deformações limites foi introduzido em 1947 e tem passado por inúmeras alterações ao longo do tempo. Neste subitem do capítulo foi feita uma revisão sobre o histórico do desenvolvimento experimental das Curvas Limite de Conformação em relação aos efeitos de parâmetros no formato e posicionamento dessa curva e fatos relevantes que propiciaram o aprimoramento da CLC ao longo do tempo. Dentre os efeitos e as modificações realizadas na CLC cabem destacar aspectos relacionados com:

- a técnica de deformação do corpo de prova (principais métodos de Nakajima e Marciniak);
- critérios utilizados para a deformação limite, normas ASTM 2218 (2014) e ISO 12004 (2009);
- o efeito da espessura inicial do esboço, propriedades mecânicas e trajetória de deformação;
- as condições de deformações de peças industriais não previstas pela CLC;
- o método utilizado para descrever a CLC: deformações principais, tensões principais e deformação plástica equivalente.

3.2.1 Desenvolvimento do conceito da Curva Limite de Conformação

Apesar do desenvolvimento do conceito da CLC ser atribuído à Keeler (1962)* apud Col (2014) e à Goodwin, (1968)* apud Col (2014) afirma que a avaliação da capacidade limite de deformação de materiais metálicos, especialmente para ligas de alumínio, foi concebida primeiramente por Lankford (1947)* apud Col (2014). O motivo principal de Lankford para esse desenvolvimento veio em função de que no início da 2ª guerra mundial tornou-se evidente para a indústria aeronáutica dos Estados Unidos, que o desenho das aeronaves militares tinha de ser aprimorado visando-se melhorias no desempenho aerodinâmico. Com isso, o processo de fabricação dessas aeronaves deveria sofrer alterações para que, além do desempenho aerodinâmico, a produtividade dos aviões fosse ampliada. Portanto, foi destinada uma grande

*Keeler, S.P. - *Determination of Forming Limits in automotive stampings*. In: SAE paper n° 650535, May 1965.

Goodwin, G.M. - *The Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop*. In: SAE paper N° 680093, January 1968.

Lankford, W.T.; LOW, J.R.; GENSAMER, M. - *The Plastic Flow of Aluminum Alloy Sheet Under Combined Loads*. In: American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. In: Technical Publication No. 2237, Metals technology. August 1947.

atenção para melhoria do processo de conformação de chapas de alumínio por parte do governo norte americano.

Nessa época, não se tinha um critério confiável de conformabilidade pois a estampabilidade do material somente era julgada em função dos limites de escoamento e resistência, além do alongamento total. Em função desse critério pouco confiável, o escritório americano de pesquisa e desenvolvimento decidiu criar um projeto de pesquisa e solicitou, entre outros, ao Instituto de Tecnologia de Carnegie que desenvolvesse um trabalho sobre este tema. Tal investigação foi realizada sob o contrato OEMsr-894 durante a tese de doutorado de W. T. Lankford. Os resultados deste estudo foram sumarizados em um artigo publicado pelo *American Institute of Mining and Metallurgical Engineers* (1947). Neste artigo, de acordo com Col (2014), os autores Lankford *et al.* (1947) propuseram pela primeira vez um conceito chamado de “Diagrama Limite de Deformação”, esquematizado na Figura 18. Nesse diagrama, pode-se observar o destaque em vermelho, entre os pontos A e B, o que seria a Curva Limite de Conformação.

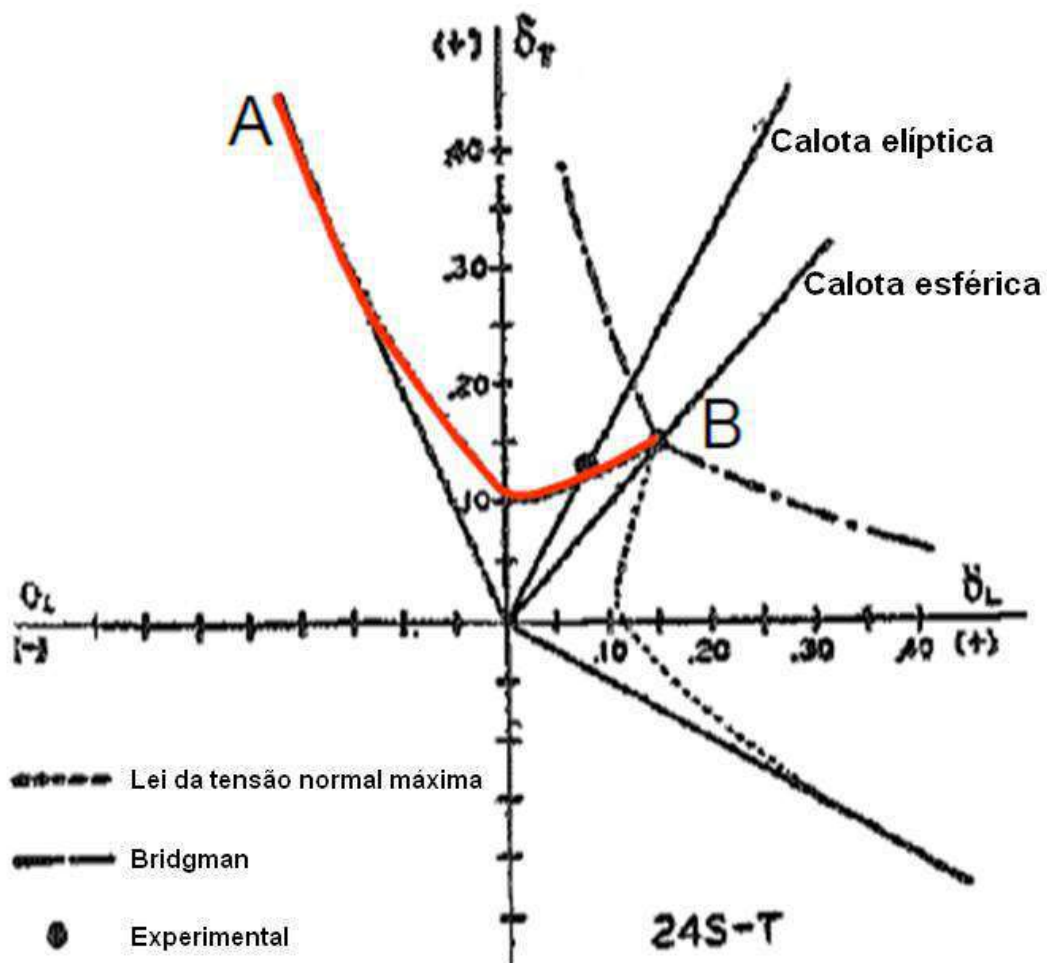


Figura 17 - Conceito de Diagrama Limite de Deformação introduzido por Lankford *et al.* (1947). Adaptado de Col (2014).

Segundo Col (2014), esse desenvolvimento foi completamente ignorado ou esquecido pelas pessoas da época envolvidas com conformação de chapas, principalmente àquelas que trabalhavam na indústria automotiva. Este autor cita algumas proposições para que o trabalho de Lankford fosse subestimado:

- pelo estudo ter sido direcionado para ligas de alumínio limitado a indústria aeronáutica;
- pela publicação ter sido feita em um veículo desconhecido pelos engenheiros automotivos em comparação a *Society of Automobile Engineers* (SAE) e *American Society for Metals* (ASM);
- devido à publicação de Lankford ter trazido também uma grande contribuição pela definição do conceito do coeficiente de anisotropia plástica, que aliás recebeu o nome deste mesmo autor, o conceito do diagrama limite de deformação foi negligenciado.

Com isso, o único ensaio confiável de estampabilidade de chapas de aço voltados para a indústria automotiva, realizado antes de 1960, era a avaliação visual da peça objetivando encontrar defeitos como, por exemplo, estrições ou trincas. A ocorrência desses defeitos no produto estampado servia como critério para melhorias dos processos de estampagem ou até mesmo a substituição de material. Contudo, mesmo após a etapa de ajuste do ferramental de estampagem, eventuais variações nesse processo de conformação, na condição de lubrificação e nas propriedades mecânicas do material acarretavam a ocorrência de estrições e/ou fraturas. Sem uma medida confiável da severidade das deformações que precedem a ocorrência desses defeitos, uma elevada quantidade de peças era descartada em decorrência de exibirem algum tipo de defeito devido ao processo de estampagem.

O conceito de Diagrama Limite Deformação, porém, com o nome de Diagrama Limite de Conformação (DLC), foi retomado por Stuart P. Keeler em 1962 durante seu doutorado no *Massachusetts Institute of Technology* (MIT) e, em seguida, aprimorado por Gorton M. Goodwin em 1968. Na figura 19 é apresentado o DLC, na qual o lado esquerdo é atribuído a Goodwin e o lado direito a Keeler. Esse diagrama fornece uma medida empírica útil da severidade das deformações do processo de estampagem na ausência de estrição ou fratura. Para a avaliação das deformações, foi gravado uma grade de círculos na superfície da chapa e pela alteração dimensional desses círculos após estampagem, as maiores (ϵ_1) e menores (ϵ_2) deformações na superfície da chapa puderam ser avaliadas. Keeler e Backofen (1963) avaliaram a região de estiramento do DLC, por meio de ensaios de expansão biaxial nos quais ambas as deformações principais na superfície chapa são positivas. Goodwin (1968) estendeu a avaliação do DLC às deformações principais no campo de estiramento uniaxial. Nakajima *et al.* (1968).

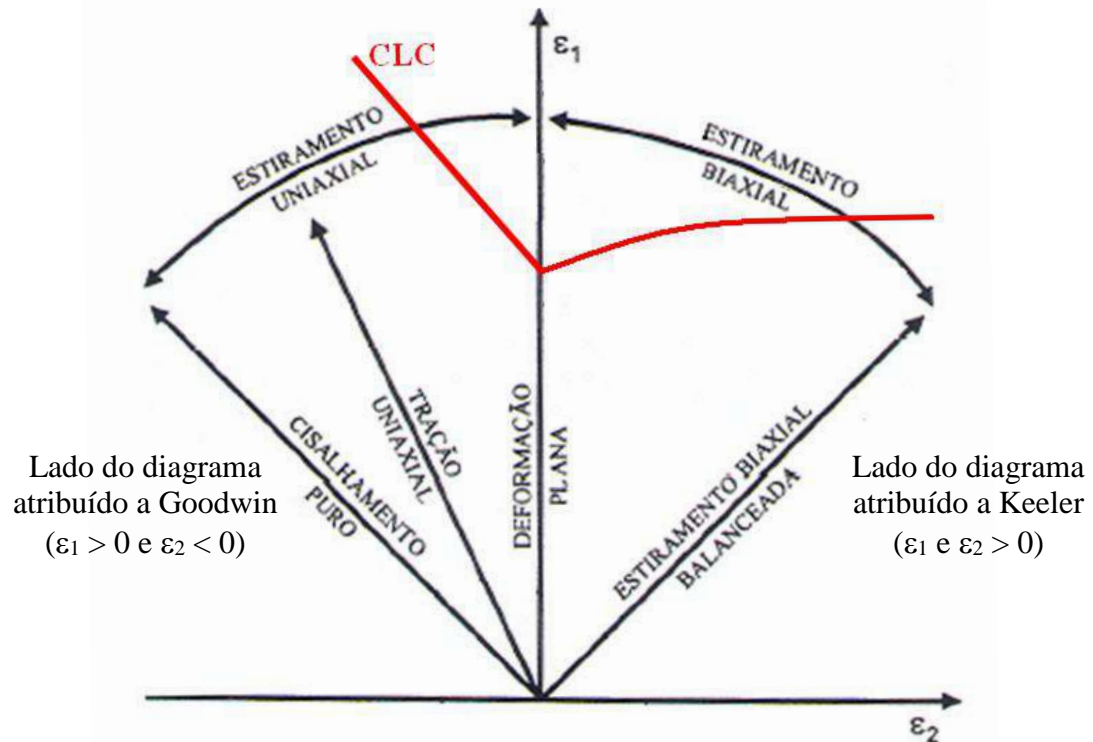


Figura 18 – Diagrama Limite de Conformação, na qual o lado esquerdo é atribuído Goodwin (estiramento uniaxial) e o lado direito a Keeler (estiramento biaxial). Modos de deformação geralmente encontrados em processos de estampagem (Luiz, 2005).

A característica chave do DLC é a Curva Limite de Conformação (CLC) ou Curva Limite de Estampagem (CLE), que é a região de fronteira entre os estados de deformação que não acarretam defeitos na peça, daqueles que são propensos à ocorrência de estricção e fratura. O formato e a posição da CLC são características do tipo de material avaliado. Normalmente, as deformações mais baixas segundo a maior deformação principal ε_1 ocorrem sob um estado plano de deformação, isto é, no intercepto da CLC para a menor deformação principal $\varepsilon_2 = 0$, este intercepto é conhecido por CLC_0 . A distância em relação à CLC, dos pares de maiores (ε_1) e menores (ε_2) deformações avaliadas na superfície da peça, caracteriza o grau de segurança do processo de estampagem empregado. Na Figura 20 é mostrado um DLC de uma região de peça estampada, no qual o material da chapa se encontra bem especificado para a conformação da peça, uma vez que os pares de deformação estão abaixo da CLC. Nesta figura, as maiores (ε_1) e menores (ε_2) deformações no diagrama são medidas de deformação verdadeira e apresentadas em notação alemã, ou seja, φ_1 e φ_2 , respectivamente.

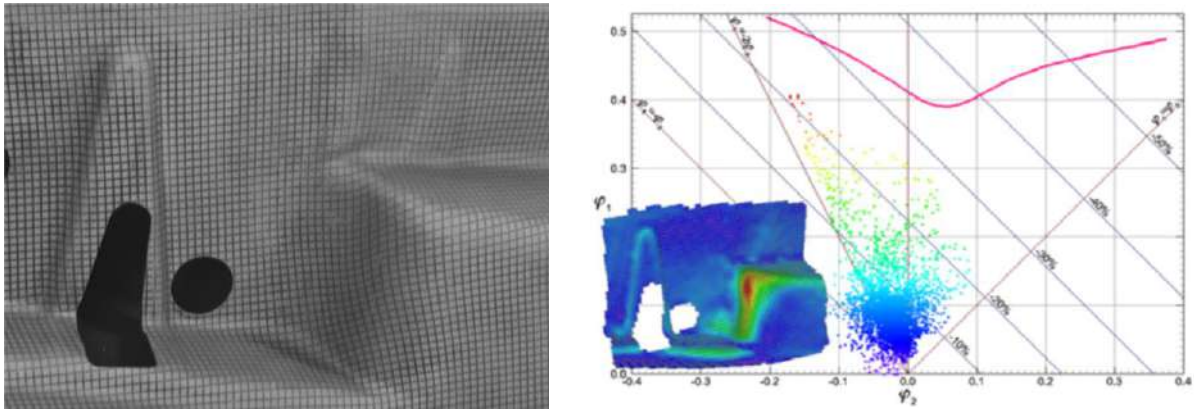


Figura 19 - Diagrama Limite de Conformação mostrando que os pares de deformação de região de peça encontram-se abaixo da Curva Limite de Conformação do material, indicando baixa propensão à ocorrência de trincas. (Manual de operação e manutenção do analisador de deformação Vialux).

3.2.2 Principais técnicas utilizadas para a determinação experimental da CLC

A avaliação da capacidade limite de deformação de chapas em diferentes modos de deformação, por meio da determinação de CLC, foi tema de diferentes estudos, sendo desenvolvidas diferentes metodologias para ensaios experimentais. Dentre as principais técnicas de determinação de CLC, cabem destacar a de Nakajima, *et al.*, 1968 e a de Marciniak (1977)* apud Gronostajski e Dolny (1980). Essas técnicas utilizam trajetórias lineares de deformação e se distinguem em função da condição do teste, denominadas de “no plano”, quando a região plana analisada do material não está em contato com o ferramental de estampagem e de “fora do plano”, que considera, em função do contato do material com a ferramenta, o efeito do atrito e a ocorrência de dobramento da chapa sobre o punção. Ragab e Baudelet (1982).

3.2.2.1 Metodologia de Nakajima (Nakajima)

Nakajima propôs uma técnica, que resulta em deformações “fora do plano”, por meio da determinação das condições limite em estampagem desde o modo de deformação de embutimento profundo até o de estiramento biaxial simétrico, mostrado na Figura 21. Este autor propôs a utilização de um ferramental composto por um punção hemisférico, uma matriz e um quebra rugas. A força aplicada no quebra rugas evita qualquer escorregamento do material do flange para a parte central do corpo de prova, que está sendo deformado durante o ensaio. A geometria dos corpos de prova proposta por Nakajima consiste em tiras retangulares de diferentes larguras. Esse formato de corpos de prova doravante será denominado de Nakajima tradicional. Contudo, para os espécimes mais estreitos, que darão origem à região de

* Marciniak Z. - *Sheet metal forming limits*. Proc Mech Sheet Metal Form 1977:215–33.

deformações negativas em ε_2 do diagrama, utiliza-se uma área útil de menor largura para concentração de tensão, tornando os corpos de prova similares aos do ensaio de tração, sendo o comprimento da área útil, pelo menos, metade do diâmetro do punção, conforme mostrado de forma esquemática na Figura 22. Normalmente, atribui-se a nomenclatura Nakajima Modificado quando da utilização desses corpos de prova (Tepedino e Ferreira, 2007). Freitas *et al.* (2010) utilizou corpos de provas similares para a determinação de deformações limites em aço Livre de intersticiais, conforme mostrado na Figura 23.

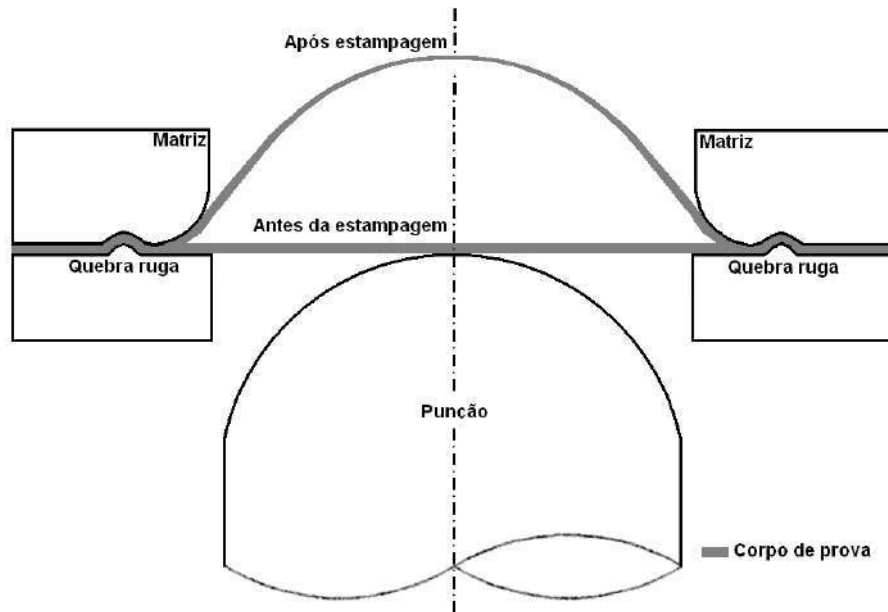


Figura 20 - Desenho esquemático da geometria do ferramental utilizado na determinação da CLC pelo método Nakajima. Adaptado de Gronostajski e Dolny (1980).

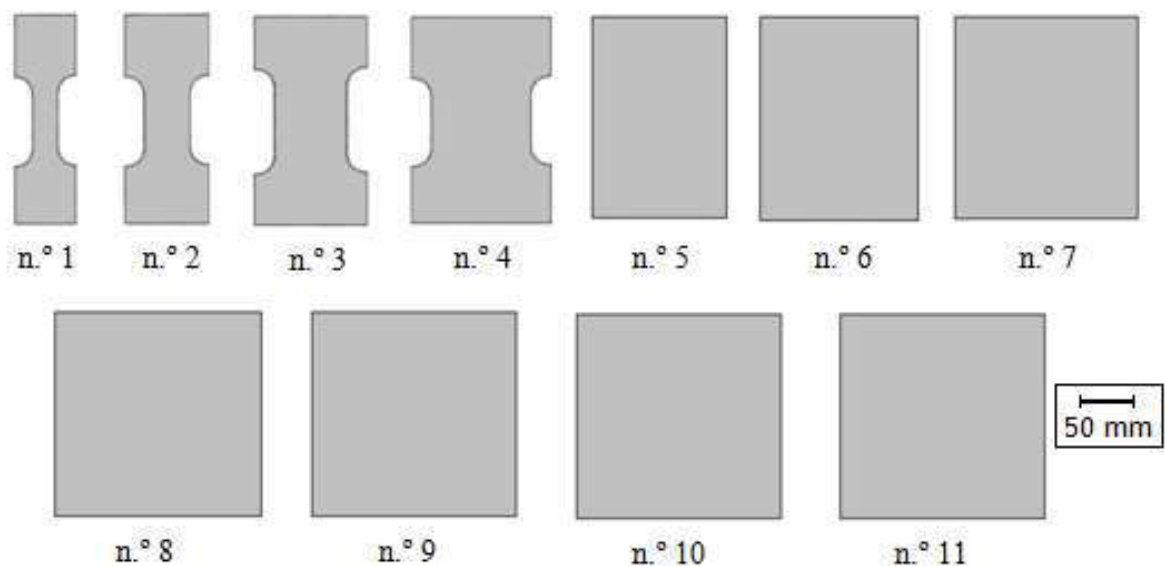
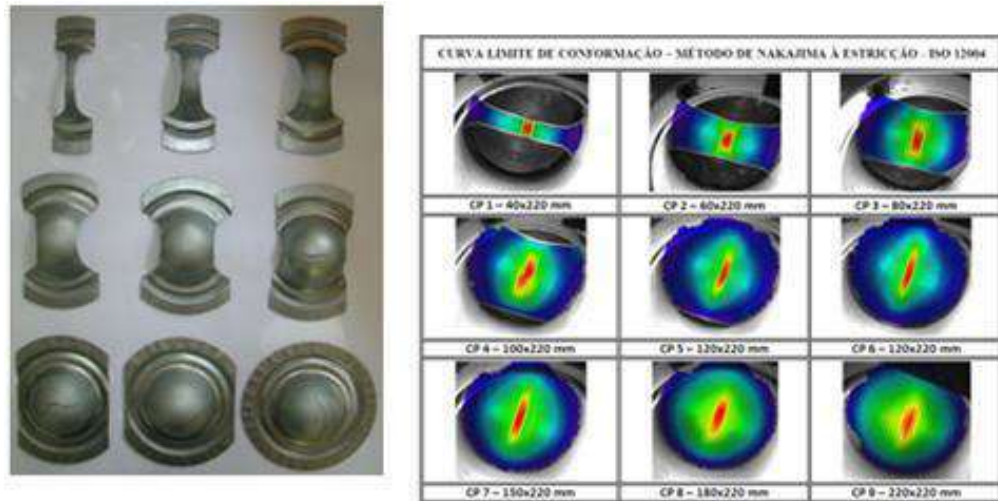


Figura 21 - Formatos dos corpos de prova utilizados na técnica Nakajima modificado para a determinação de Curva Limite de Conormação. Tepedino e Ferreira (2007).



Figura 22 – Aspecto de corpos de prova conformados pela técnica Nakajima modificado para a determinação de Curva Limite de Conormação de alo Livre de Intersticiais. Freitas *et al.* (2010).

Utilizando uma variante, de formato circular, para os corpos de prova de Nakajima modificado (com diâmetro de 220 mm, larguras variando de 40 até 180 mm e uma delas circular com diâmetro de 220 mm), tornou-se possível obter trajetórias de deformação desde o modo de deformação de embutimento profundo até o de estiramento biaxial simétrico com apenas nove geometrias (sendo uma delas determinada a partir de ensaio de expansão biaxial), conforme mostrado na Figura 24. Cada nuvem de pontos de deformação, com coloração distinta, corresponde a corpos de prova com dimensões diferentes. As maiores e menores deformações no diagrama são verdadeiras e representadas em notação alemã: φ_1 e φ_2 , respectivamente.



Curva Limite de Conformação com os pontos de deformação dos corpos de prova

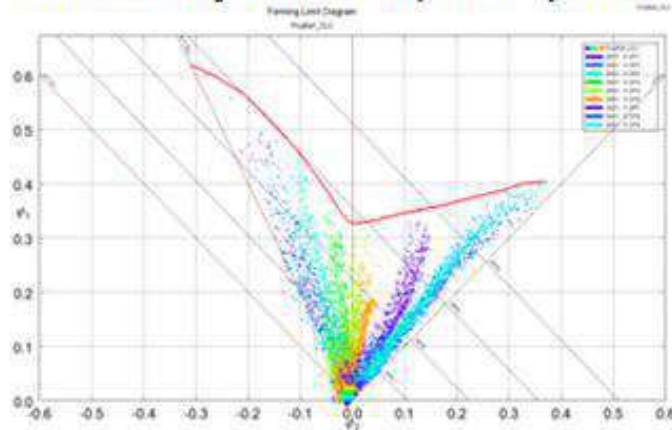


Figura 23 - Aspecto e deformações de corpos de prova utilizados para a determinação da Curva Limite de Conformação, obtida pelo método Nakajima modificado (linha vermelha no diagrama de maior deformação - ϕ_1 versus menor deformação - ϕ_2). Tepedino *et al.* (2011).

3.2.2.2 Metodologia de Marciniak

A técnica utilizada no ensaio de Marciniak consiste na estampagem simultânea do corpo de prova e de um material espaçador com um furo central, ambos retidos no quebra-rugas (*stretchbead*) durante o ensaio (Gronostajski e Dolny, 1980). Essa técnica possibilita deformações no plano, tanto em condições de estiramento uniaxial ($\epsilon_1 \geq 0$ e $\epsilon_2 \leq 0$) quanto em estiramento biaxial (ϵ_1 e $\epsilon_2 > 0$), evitando os efeitos de atrito e de curvatura do corpo de prova. Com isso, evita-se que a fratura durante o ensaio ocorra na região do raio de concordância do punção. A presença do furo no espaçador garante que as maiores deformações ocorram na região central do corpo de prova e sem contato com o punção (Albrektsen, K., 1994). Cabe ressaltar ainda, que com a utilização do material espaçador consegue-se elevadas quantidades de deformação. Algumas características devem ser observadas nos materiais utilizados como espaçadores (Tepedino e Ferreira, 2007):

- apresentar, de preferência, menor resistência mecânica ou a mesma que a do material ensaiado;

- exibir espessura igual ou maior que a do corpo de prova. Na norma ISO 12004-2 é recomendado que a espessura não seja inferior a 0,8 vezes a do material a ser avaliado;
- ser o mais isotrópico possível, para garantir uma deformação homogênea ao longo do perímetro do furo sob estado biaxial simétrico de tensões;
- exibir dimensões similares a do material a ser estampado;
- apresentar bom acabamento nas bordas do furo para evitar a formação de trincas prematuras.

Na Figura 25 tem-se uma representação esquemática do ferramental de estampagem utilizado na técnica de Marciniak para a determinação da CLC. Verifica-se que a região de interesse do corpo de prova (abaixo da cabeça do punção) mantém-se plana durante o ensaio.

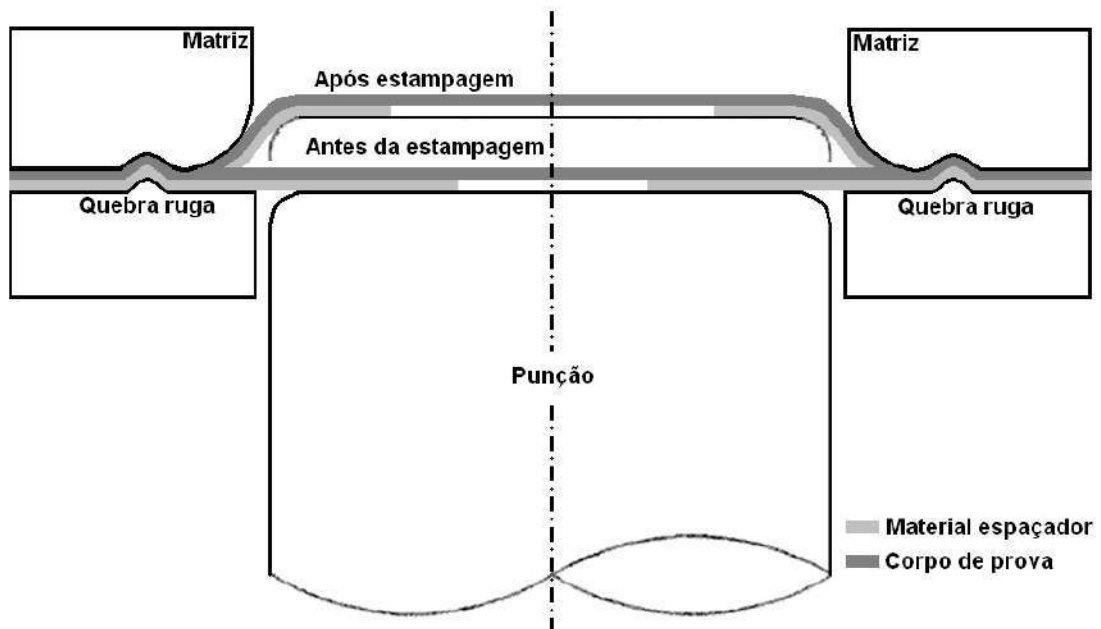
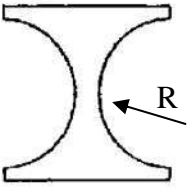

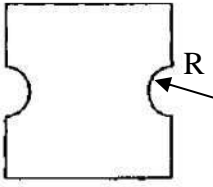

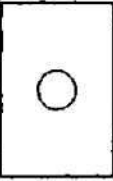
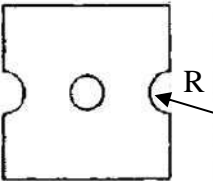
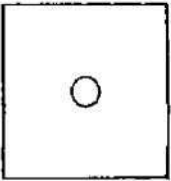
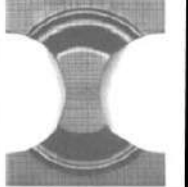

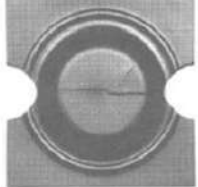

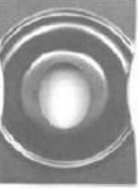




Figura 24 - Desenho esquemático da geometria das ferramentas utilizadas na determinação da CLC pelo método Marciniak. Adaptado de Gronostajski e Dolny (1980).

Encontra-se em literatura, diferentes geometrias utilizadas para o método de Marciniak para o material a ser avaliado e para o espaçador, dentre elas cabe destacar a proposta por Raghavan (1995). Este autor propôs a utilização de corpos de prova retangulares, com e sem concentradores de tensão, para avaliação da CLC em 4 modos de deformação: embutimento profundo; deformação plana; estiramento biaxial ($\epsilon_1 = 0,40$ e $\epsilon_2 = 0,15$) e estiramento biaxial simétrico. A Figura 26 e a Tabela 3 apresentam informações mais detalhadas a respeito das geometrias dos corpos de prova e dos espaçadores utilizados nesse estudo. O comprimento de todos os corpos de prova e espaçadores foi fixo, igual a 177,8 mm.

	Embutimento profundo	Deformação plana	Estiramento biaxial	Estiramento biaxial simétrico
Corpos de prova				
	$\frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} < 0$	$\frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} \approx 0$	$\frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} > 0$	$\frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} \approx 1$
Espaçadores	Sem espaçador			

a)

	Embutimento profundo	Deformação plana	Estiramento biaxial	Estiramento biaxial simétrico
Corpos de prova				
	$\frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} < 0$	$\frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} \approx 0$	$\frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} > 0$	$\frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} \approx 1$
Espaçadores	Sem espaçador			

b)

Figura 25 - Classificação por categoria dos corpos de prova e dos espaçadores (abaixo) utilizados por Raghavan (1995). a) Representação esquemática dos corpos de prova e dos espaçadores. b) Aspecto dos corpos de prova e dos espaçadores deformados.

Tabela 3 - Dimensões dos corpos de prova e do espaçador utilizado por Raghavan (1995).

Modo de deformação	Largura (mm)	Valor de R (mm)	Diâmetro do furo do espaçador (mm)	Faixa de menor deformação (%)
Embutimento profundo	25,4	76,2	-	-25 a -10
	38,1	69,85		
	50,8	63,5		
	63,5	57,15		
	76,2	50,8		
Deformação plana	101,60	-	40,64	-10 a +10
	107,90		40,64	
	114,25		40,64	
	120,60		40,64	
	126,95		40,64	
	133,35		38,1	
	139,7		38,1	
Estiramento biaxial	120,65	28,575	40,64	+15 a +40
	127	25,4	38,1	
	133,5	22,15	38,1	
	139,7	19,05	35,56	
Estiramento biaxial simétrico	177,8	-	30,5	> +40

3.2.3 Critérios de deformação limite (normas ASTM E2218 e ISO 12004)

Um ponto de elevada relevância na determinação da Curva Limite de Conformação, refere-se ao critério experimental de capacidade limite de estampagem, que pode ser em relação ao início da estrição ou da fratura. Os primeiros trabalhos desenvolvidos sobre CLC utilizaram como critério de falha, o início da fratura. A trinca era detectada por meio de análise visual ou por toque manual, exatamente da mesma forma como era feito nas estamparias. Contudo, percebeu-se que esse método à fratura não era adequado, uma vez que as peças eram consideradas fora de especificação no primeiro sinal de estrição. Para painéis externos, a razão dessa consideração é de carácter estético, pois a estrição é notória à vista desarmada. Em painéis internos e de segurança, o quesito foi a integridade estrutural do painel. O início da estrição foi então considerado como o critério de limite de estampagem. No entanto, em função de limitações técnicas de equipamentos para avaliação dinâmica das deformações, detectar o início da estrição era uma tarefa muito difícil. Col (2014).

Em virtude da elevada dificuldade de previsão do início de estrição, as deformações limites continuavam sendo definidas à fratura ou eram traçadas a partir de pares de deformação menores do que os do início da estrição. Contudo, com a adoção de novos sistemas de captação dinâmica de imagens e de avaliação das deformações, tornou-se possível a determinação de CLC à estrição. Para materiais de pequenas espessuras, a influência da adoção de curvas à estrição ou à fratura é menor, pois como a seção resistente do material é pequena, no primeiro sinal de estrição o material se rompe. Entretanto, caso o material exiba elevada espessura e alta ductilidade, grandes diferenças entre as curvas à estrição e à fratura podem ser observadas. Cabe ressaltar ainda que associado à ocorrência de estrição, geralmente uma quantidade de redução de espessura máxima, normalmente em torno de 30%, também é utilizada pelas montadoras automotivas como critério de aprovação do componente estampado.

Para a padronização dos ensaios de determinação de Curva Limite de Conformação, duas normas são usualmente utilizadas como referência, Freitas *et al.* (2010), as normas ASTM E2218 (2014) e ISO 12004 (2009). A principal diferença entre as normas reside no critério para a determinação das deformações críticas utilizadas na confecção da CLC. Na norma ASTM a determinação da CLC é feita a partir do método de Hecker, ou seja, corpos de prova estampados até que a estrição localizada seja visível ou tão logo a fratura ocorra. Neste caso, as deformações críticas são medidas nas regiões adjacentes a essas falhas. A norma ISO recomenda a utilização de um algoritmo matemático para a previsão das deformações limites do material, método de Bragard, determinando assim pares de deformação (ε_1 e ε_2), que representem o início do fenômeno de estrição dos corpos de prova. Em função dos procedimentos descritos na norma ASTM deixar margem para a ocorrência de variabilidades nas deformações limites, o comitê da ISO decidiu utilizar um novo método para casos de contestação.

O conceito do método de medição das deformações proposto pela norma ISO 12004-2 (2009), denominado de medição dependente da posição, consiste na análise da distribuição das deformações ao longo de seções perpendiculares à orientação de propagação da fratura dos corpos de prova após estes serem submetidos aos ensaios de estampagem. A norma sugere a utilização de câmeras acopladas à prensa de estampagem para o registro de uma sequência de imagens da superfície do corpo de prova deformado durante os ensaios de estampagem (neste caso, é recomendada a gravação de no mínimo 10 quadros/segundo no momento de ocorrência da trinca). No caso do equipamento fabricado pela ViALUX[®], denominado *AutoGrid In-process*, este registro é feito a partir de 4 câmeras fotogramétricas digitais, posicionadas sob diferentes ângulos em relação ao objeto em análise. O aspecto desse equipamento, montado

sobre o cabeçote de uma prensa universal de estampagem Erichsen, utilizado por Tepedino *et al.* (2012) para a determinação da CLC é mostrado na Figura 27. Para a avaliação dinâmica da deformação, a técnica de correlação de imagens digitais torna-se imprescindível e têm sido desenvolvidos inúmeros estudos. Pereira *et al.* (2014) e Pereira e Moreira (2016) desenvolveram uma técnica de medição de deformação no plano a partir de malha estocástica, por meio do programa ELASTIX versão 4.4 para LINUX e transformados em deformação por um algoritmo Phyton, conforme mostrado na figura 28.b. Os autores utilizaram como referência as deformações obtidas a partir de análise com malha determinística (quadrado impresso eletroquimicamente, com 2,5 mm de lado) utilizando o programa *Automated Strain Analysis Environment* (ASAME), conforme mostrado na figura 28.b. Verificou-se que as deformações da superfície calculadas pela análise estocástica exibiu boa precisão, reforçando assim a robustez dessa técnica de análise de deformação.



Figura 26 - Aspecto das câmeras do *AutoGrid In-process* posicionadas sobre o cabeçote uma prensa universal de estampagem Erichsen. Tepedino e colaboradores *et al.* (2012).

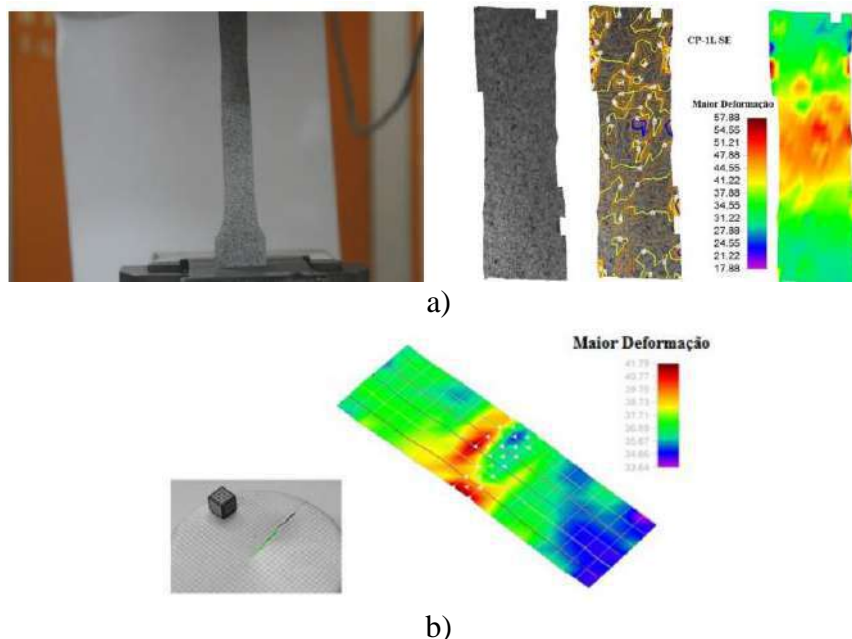


Figura 27 – a) Análise de deformação pelo programa ELASTIX versão 4.4 para LINUX e transformada por um algoritmo Phyton. b) Análise de deformação com malha determinística utilizando o programa *Automated Strain Analysis Environment* (ASAME). Pereira e Moreira (2016).

Para a determinação da CLC, segundo a metodologia de Bragard utilizando o programa *AutoGrid*, são analisadas as imagens que mostram o início da estrição/fratura observada à vista desarmada e a imagem anterior, conforme mostrado na Figura 29 em análise de Tepedino *et al.* (2102) e de Freitas (2012). Para a medição das deformações críticas, é estabelecido na norma, primeiramente, que o local de ocorrência da fratura, na primeira imagem que registrou sua ocorrência, seja marcada por uma linha virtual. Após essa marcação são definidas, na imagem anterior à com a trinca visível, outras linhas virtuais dispostas de forma perpendicular à trinca, conforme mostrado na Figura 29. No caso de Tepedino *et al.* (2102) foram traçadas 3 linhas e no trabalho de Freitas (2012) foram utilizadas 5 linhas, chamada pela autora de seções. Utilizando as deformações obtidas nos dois lados da região de ocorrência da estrição, observada na Figura 30.a), o perfil de distribuição das maiores deformações (ε_1) exibido pelo corpo de prova correspondente ao início da ocorrência da estrição é reconstruído a partir de uma parábola inversa ajustada por interpolação polinomial de segunda ordem (Figura 30.b), empregando-se, para isso, uma metodologia, apresentada em detalhe na norma ISO 12004-2 (2009). O domo dessa parábola traz o valor referente à maior deformação do corpo de prova em análise que é utilizada para a determinação da CLC. O procedimento é repetido para a determinação de ε_3 e ε_2 é obtido por conservação de volume. A partir dessa metodologia determina-se os pares de deformações (ε_1 e ε_2) da CLC correspondente à condição de início da estrição do corpo de prova. Para cada modo de deformação avaliado (para cada largura do corpo de prova), na norma é recomendado à utilização de três ensaios, ou seja, três repetições. Finalmente, após o ajuste de uma curva aos pares de deformação determinados pelo método de posição dependente, a CLC à estrição é gerada, como pode ser visto na Figura 31.a. Na Figura 31.b observa-se que dependendo da metodologia adotada as curvas assumem posicionamento diferentes e relação à maior deformação (ε_1). Verifica-se que o método de Bragard é mais crítico, exibindo mais baixos valores de ε_1 . Isso se deve, principalmente, ao método de derivação adotado por Bragard para a determinação das deformações limites. (Tepedino *et al.* 2012) e

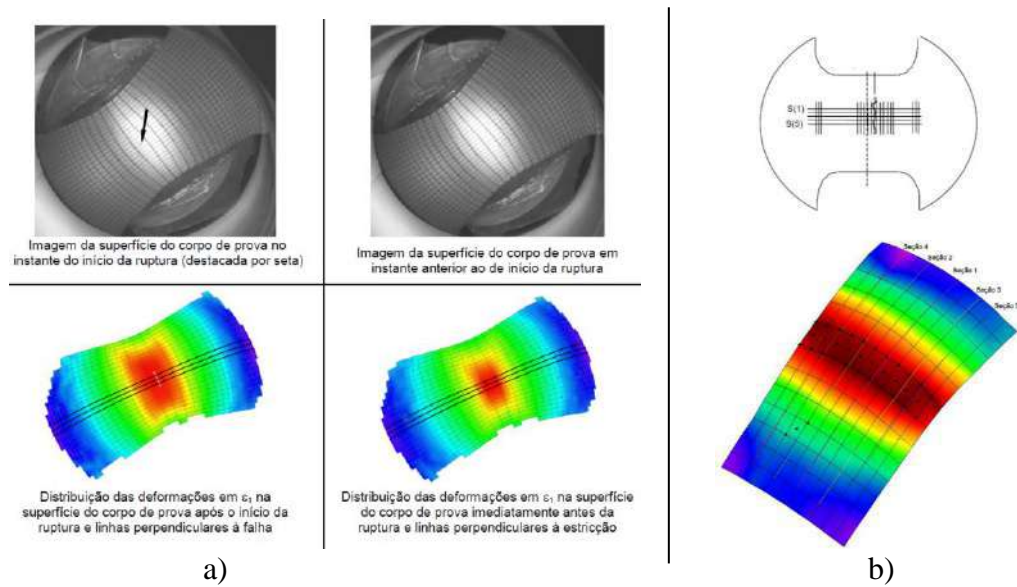
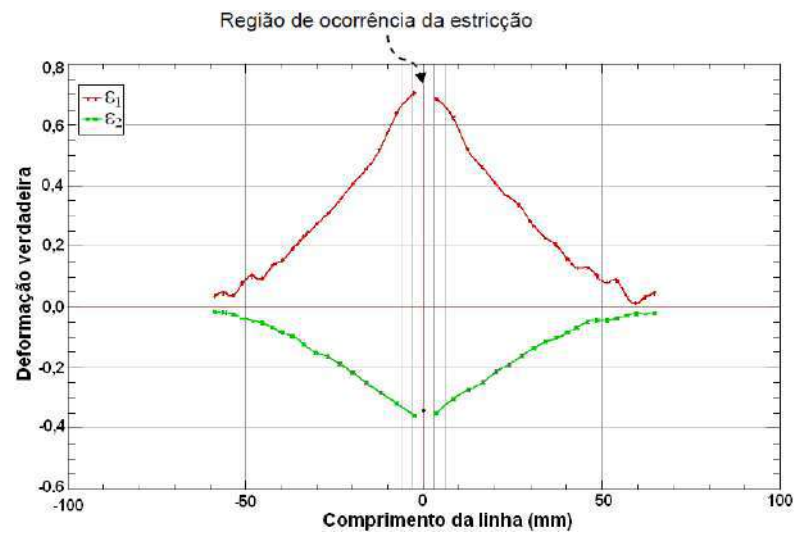
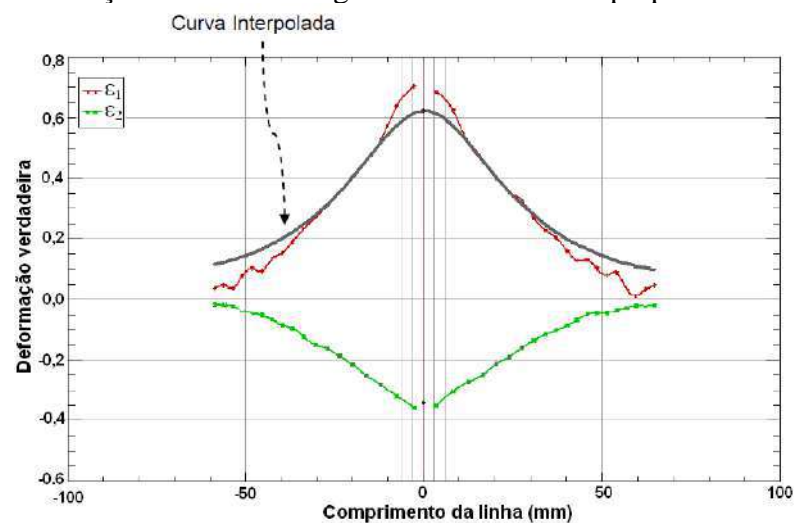


Figura 28 - Análise das deformações realizadas por um sistema de correlação de imagens digitais no instante do início da ruptura e imediatamente antes da ocorrência da estricção. a) Tepedino *et al.* (2012) e b) Freitas (2012).



a) Perfil de deformações ε_1 e ε_2 ao longo de uma das linhas perpendiculares à estricção.



(b) Curva reconstruída por interpolação para deformações em ε_1 , cujo domo identifica a deformação correspondente ao início da estricção.

Figura 29 - Metodologia de medição das deformações críticas de acordo com a norma ISO 12004-2. Tepedino *et al.* (2012).

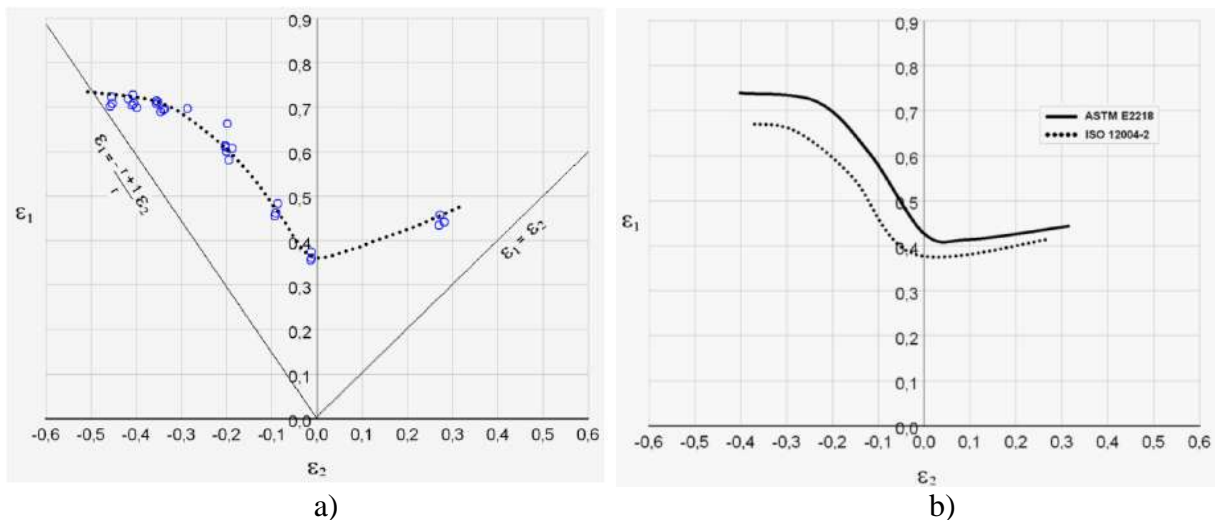


Figura 30 – a) Curva Limite de Conformação ajustada a segundo a norma ISO 12004-2. b) Comparação de CLC de um aço IF obtidas experimentalmente pelos métodos de Hecker (ASTM E2218) e Bragard (ISO 12004-2). Tepedino *et al.* (2012).

3.2.4 Principais fatores de influência na CLC

3.2.4.1 Espessura

O efeito da espessura na posição da CLC é mostrado na Figura 32 a partir de estudo realizado por Plaut (2003). O aumento da espessura implica em retardar a formação da deformação localizada.

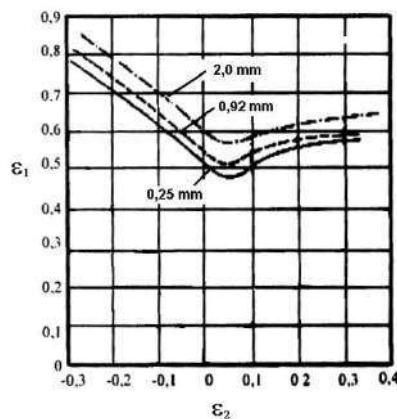


Figura 31 - Efeito da espessura da chapa na posição da CLC. Plaut (2003).

O efeito conjunto da variação da espessura e dos valores do expoente de encruamento n pode ser evidenciado, principalmente, para a condição de deformação plana, também chamada de CLC_0 , como apresentado na Figura 33. Para valores de $n < 0,2$, verifica-se um aumento proporcional na CLC_0 . Acima daquele valor, a influência de n na posição da curva deixa de existir, permanecendo, porém, o efeito da espessura. Deve-se observar, no entanto, que este aumento é devido ao fato de que são empregados o mesmo tamanho de malha de referência para diferentes espessuras. Assim, a forma da seção transversal do pescoço tende a apresentar uma geometria semelhante tanto para chapas finas como grossas. Nestas condições, as medições

de deformação, efetuadas em chapas grossas, tendem a se concentrar mais na região central do pescoço, dando valores maiores de ε_1 . Para maiores espessuras de chapa, deve-se aumentar, proporcionalmente, o diâmetro da malha de referência, para que este efeito seja atenuado. Hosford e Caddell (1993).

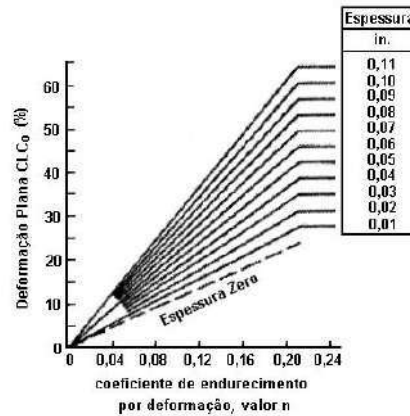


Figura 32 - Efeito da espessura e do valor n sobre o valor de CLC_0 . Hosford e Caddell (1993).

3.2.4.2 Propriedades mecânicas

O efeito de propriedades mecânicas foi amplamente estudado por muitos pesquisadores, conforme mencionado por Col (2014). A avaliação da correlação entre a CLC e as propriedades mecânicas em tração é atrativa devido à facilidade de realização de ensaios e à baixa variabilidade de resultados. A seguir são mostrados efeitos dos parâmetros obtidos por tração que têm mais influência no posicionamento das Curvas Limites de Conformação. Buscou-se apresentar o efeito das propriedades mecânicas sob modos específicos de deformação da CLC, notadamente, embutimento profundo, deformação plana e estiramento biaxial.

Na condição de embutimento profundo a propriedade mecânica mais preponderante para a previsão da capacidade limite de deformação é o coeficiente de anisotropia de Lankford, valor R. Col e Jousserand (2008) mostraram, por meio da Figura 34, a influência da variação do R na capacidade de embutimento do material, nota-se que maiores deformações negativas em ε_2 e positivas em ε_1 são conseguidas para coeficientes de anisotropia mais elevados. Esses resultados podem ser justificados, pois o valor R relaciona-se com a capacidade do material se deformar em ε_2 , resistindo ao máximo deformações em ε_3 .

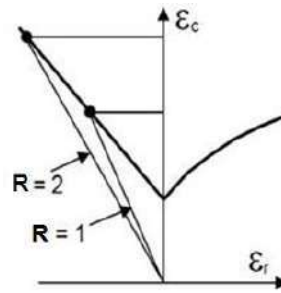


Figura 33 - Curva Limite de Conformação e a influência do valor R em termos de deformação limite para a ruptura. Adaptado de Col e Jousserand (2008).

A condição de deformação plana da CLC, ponto de interseção desta com o eixo de ϵ_2 , também chamado de CLC_0 , apresenta correlação com o expoente de encruamento da equação de Hollomon (n), conforme mostrado por Keeler (1975)* apud Col (2014), e, mais recentemente, com o alongamento total na base de medida de 80 mm (Al_{80}), citado por Abspoel *et al.* (2011). Na Figura 35 são mostrados dados de literatura mostrando a influência do expoente de encruamento n e do alongamento total Al_{80} .

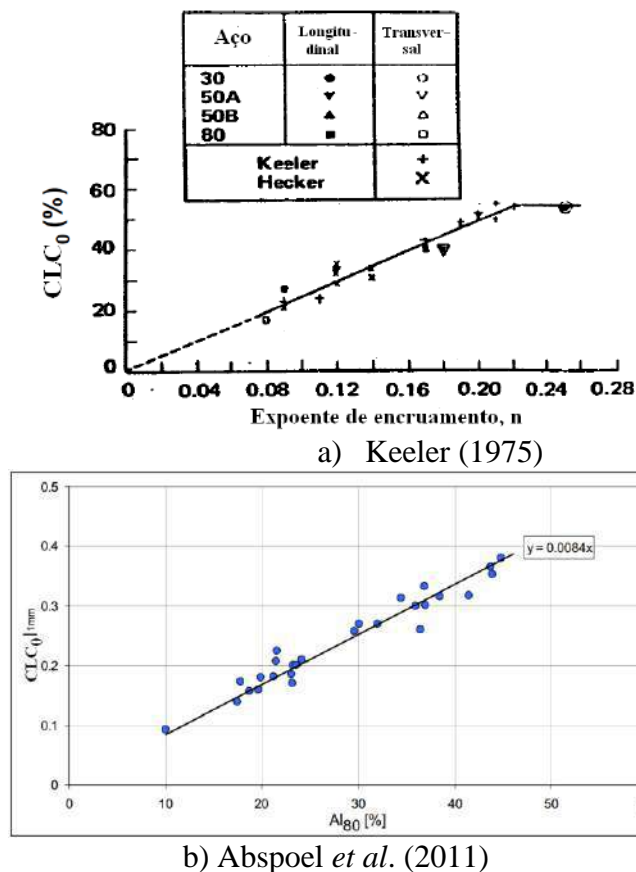


Figura 34 - Correlações do índice CLC_0 com o expoente de encruamento da equação de Hollomon (n), proposta por Keeler (1975) apud Col (2014) e com o alongamento total na base de 80 mm (Al_{80}), obtida por Abspoel *et al.* (2011).

* Keeler, S. P.; Brazier, W. G. Relationship between laboratory material characterization and press-shop formability, *Microalloying*, 75 (1975) 517–530.

Na região de estiramento biaxial, a propriedade mecânica em tração mais preponderante para alteração da CLC é o coeficiente de encruamento, pois mostra a capacidade do material em distribuir a deformação, atrasando ao máximo a ocorrência da estricção localizada. Na Figura 36 é mostrado o efeito da variação do expoente n nos resultados de ensaio de altura limite de domo (ensaio Erichsen), cujo modo de deformação predominante é o estiramento biaxial Klein (1982).

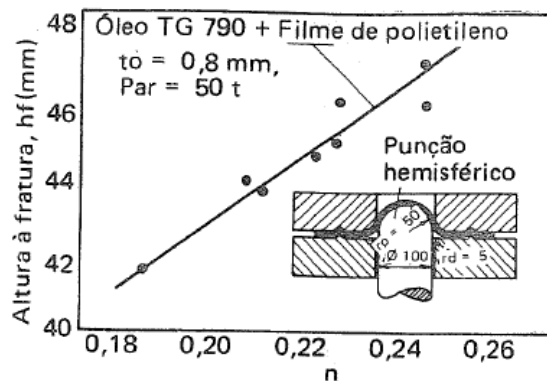


Figura 35 - Relação entre a altura à fratura durante estampagem sob o modo de deformação por estiramento biaxial e o expoente de encruamento da equação de Hollomon. Kikuma e Nakajima (1971)* *apud* Klein (1982).

3.2.4.3 Trajetória de deformação

Vários trabalhos evidenciaram que a conformação de chapas é fortemente influenciada pela trajetória de deformação do material. Com isso, a Curva Limite de Conformação convencional avaliadas por deformação pode sofrer grandes alterações no decorrer das etapas do processo de conformação de uma peça. Essas alterações resultam do fato que CLC é determinada sob trajetórias lineares de deformação, sendo que nos processos de estampagem alguns elementos de material são submetidos a trajetórias de deformação que desviam significativamente da proporcionalidade. Outro ponto relevante que cabe destaque é que em processos de estampagem a peça é submetida a diferentes etapas de conformação. Nesses casos, nas etapas subsequentes a de repuxo, essa que vem a ser a primeira operação de estampagem, o material já não possui mais a mesma capacidade de deformação que tinha anteriormente, Yoshida (2007). Contudo, os programas computacionais de simulação de estampagem consideram a CLC original como critério de falha para todas as etapas do processo de estampagem de uma peça. Isso pode ser a causa de alguns erros de previsão por meio simulação

* Kikuma, T.; Nakajima, K. - Effects of Deforming Conditions and Mechanical Properties on the Stretch Forming Limits of Steel Sheets - Trans. ISIJ, v. 11, supl. II, p. 827, 1971.

numérica computacional do comportamento do material da peça durante operações de ajuste do ferramental de estampagem.

A representação clássica do efeito de trajetórias de deformação linear e composta no formato e no posicionamento da CLC, expressa por Kikuma e Nakajima (1971) *apud* Klein (1982) é mostrada na Figura 37. Nessa figura são mostradas mudanças na CLC, obtida para uma trajetória linear (curva vermelha), acarretadas por pré-deformações por tração uniaxial (curvas geradas a partir das setas à esquerda do diagrama) ou de estiramento biaxial (curvas geradas a partir das setas à direita do diagrama), seguidas por deformações subsequentes em diferentes razões de deformações no plano da chapa. Estes autores concluíram que a instabilidade prematura é observada para trajetórias de deformação consistindo inicialmente de uma deformação biaxial seguida por um estado de tensão uniaxial. Em sentido oposto, uma trajetória consistindo inicialmente de um estado de tensão uniaxial seguido por estiramento biaxial aumenta consideravelmente o limite de deformação. Em todos os casos, a mudança na trajetória de deformação para um estado de deformação plana resultou em uma significativa perda de estampabilidade do material. Outro ponto a ser observado é que quanto maior a pré-deformação por tração uniaxial mais alta a Curva Limite de Conformação. Esses resultados foram explicados por Ronde-Oustau e Baudalet (1977) a partir da teoria sobre formação de estruturas celulares em função do nível de pré-deformação.

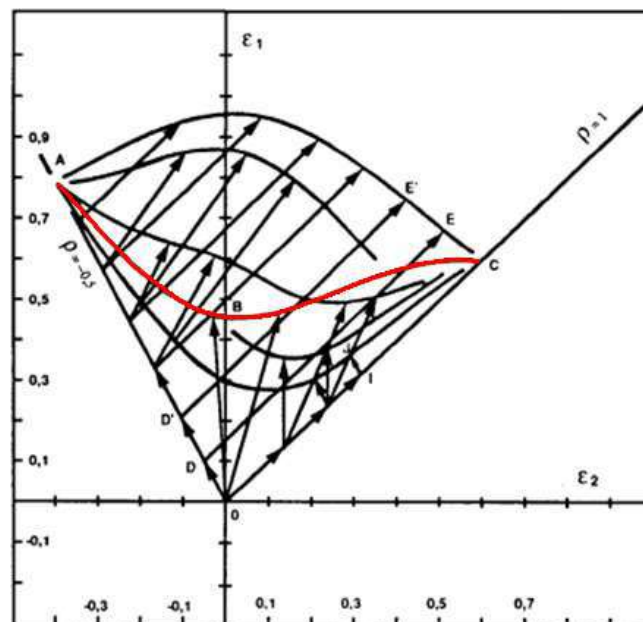


Figura 36 - Mudanças na CLC, obtida para uma trajetória linear (curva vermelha), acarretadas por pré-deformações por tração uniaxial e por estiramento biaxial. Kikuma e Nakajima, (1971) *apud* Klein (1982).

Graf e Hosford (1993) utilizando uma liga de Al T4 também mostraram que a trajetória de deformação tem forte influência no posicionamento e no formato da CLC, conforme mostrado na Figura 38. Eles realizaram experimentos variando a condição de pré-deformação e perceberam que a capacidade de estampagem do metal é bastante alterada, principalmente quando se aplica uma deformação subsequente cuja direção da maior deformação é transversal à aplicada na pré-deformação. Nessa condição, percebe-se que a capacidade limite de conformação do material diminui conforme a pré-deformação aumenta. Em contrapartida, essa capacidade aumenta quando do aumento da pré-deformação por tração uniaxial em direção paralela à maior deformação da estampagem subsequente. Stoughton e Yoon (2012) comentaram, a respeito dos resultados de Graf e Hosford (1993), que a CLC descrita em deformação não é estática, tanto para uma trajetória linear de deformação, quanto para uma composta. Isso porque todas as Curvas Limite de Conformação do trabalho de Graf e Hosford (1993) foram determinadas em trajetórias lineares de deformação, apesar do material ter sofrido pré-deformações em diferentes trajetórias. Com isso, pode-se afirmar que a CLC do material no estado como recebido não irá prever o comportamento do material para um processo de estampagem com múltiplos estágios, independentemente se as trajetórias deste forem lineares ou não lineares.

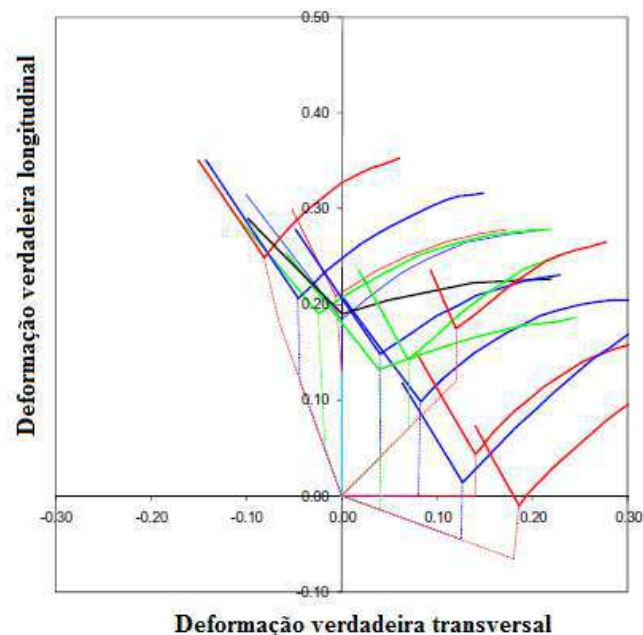


Figura 37 - Curvas Limite de Conformação determinadas experimentalmente, a partir de uma liga de Al T4, sem pré-deformação (curva preta) e para 12 condições diferentes de pré-deformação (curvas vermelhas, azuis e verdes) (Adaptado de Stoughton e Yoon, 2012).

Stoughton e Yoon (2012) também relataram que Ishigaki da Toyota Motors Company, em 1977*, foi o primeiro a utilizar o conceito de trajetória dinâmica de deformação, conforme ilustração da Figura 39. Nota-se que no estágio 6 do processo de *tryout* de um painel estampado com aço para estampagem profunda, a peça apresentava falha (ponto destacado em vermelho na Figura 39), sendo que os pares de deformação referentes a esse local crítico se encontravam abaixo da CLC do material determinada em trajetória linear e sem pré-deformação (curva cinza na Figura 39). Com isso, Ishigaki (1977) verificou que essa CLC não mais representava a capacidade limite do material no estágio 4 do processo de estampagem. Outra observação importante foi que, até essa etapa do processo de estampagem, a trajetória de deformação se assemelhava bastante à encontrada em deformações por tração uniaxial. Esses dois aspectos motivaram os engenheiros da Toyota a pré-deformar o material a 0,37 por tração uniaxial e determinar uma nova CLC a partir desses corpos de prova de tração pré-deformados. Essa nova CLC pode ser observada em vermelho na Figura 39. A partir dessa nova CLC, utilizada para a avaliação da capacidade de estampagem residual do material a partir do estágio 4 de estampagem da peça, os engenheiros da Toyota mudaram o modo de deformação da região crítica nos estágios 5 e 6 para estiramento biaxial. Percebe-se que, com essa alteração do processo de estampagem (novos estágios 5 e 6, curva verde na Figura 39), foi conseguida uma grande elevação na conformabilidade da peça, alcançando deformações na espessura de aproximadamente 0,6.

* Ishigaki, H., 1977, Deformation Analysis of Large Sized Panels in the Press Shop, Edit by D.P. Koistinen and N.M. Wang, 315-338.

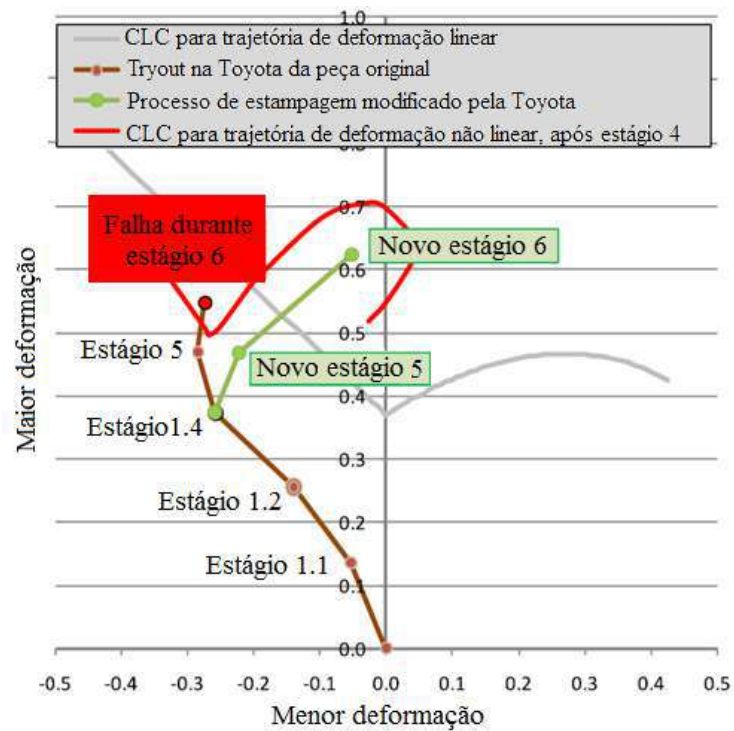


Figura 38 - Conceito de trajetória de deformação não linear desenvolvida pela Toyota Motors Company aplicada em operação de ajuste de estampagem de um parafuso, a partir de aço para estampagem profunda. Adaptado de Stoughton e Yoon (2012).

3.2.5 Representações da CLC

3.2.5.1 Espaço de deformações principais

A Curva Limite de Conformação, conforme já detalhado no subitem 3.2.1, originalmente foi concebida com representação no espaço de deformações principais (ϵ_1 , ϵ_2). Em função de sua ampla utilização pela indústria automotiva como critério de falha de componentes estampados, tradicionalmente, são descritas em deformação de engenharia (convencional) ou em deformação verdadeira (real), segundo especificações de montadoras automotivas. As montadoras automotivas americanas têm o costume de representar a CLC em deformação de engenharia, enquanto as europeias e as asiáticas em deformação verdadeira.

A medida de deformação na qual a CLC é apresentada deve ser motivo de preocupação para quem a utiliza, pois quando descrita em deformação de engenharia e verdadeira exibem diferentes formatos e posicionamento em relação à maior deformação. Na Figura 40 são mostradas Curvas Limite de Conformação de um mesmo material: um aço DC04 com 0,70 mm de espessura e $n_{10-20\%} = 0,24$. Estas curvas foram determinadas em deformação de engenharia e verdadeira. Percebe-se que quando descrita em deformação verdadeira, a CLC exhibe valores mais baixos da maior deformação principal, sobretudo em condições de embutimento. A menor diferença entre as curvas, em relação à maior deformação principal, se dá na condição de

deformação plana. Para a região de estiramento biaxial, as curvas apresentam diferenças praticamente constantes. Em relação à menor componente de deformação principal, as curvas se diferem para as regiões de estiramento biaxial e embutimento, sendo que a descrita em medida de deformação verdadeira exibe menor e maior quantidades absolutas de deformação, respectivamente. Uma forma que permite a diferenciação visual entre essas curvas refere-se à região entre deformação plana e embutimento profundo, pois a CLC em deformação verdadeira se apresenta como uma reta e em deformação de engenharia, nota-se uma pequena curvatura na CLC.

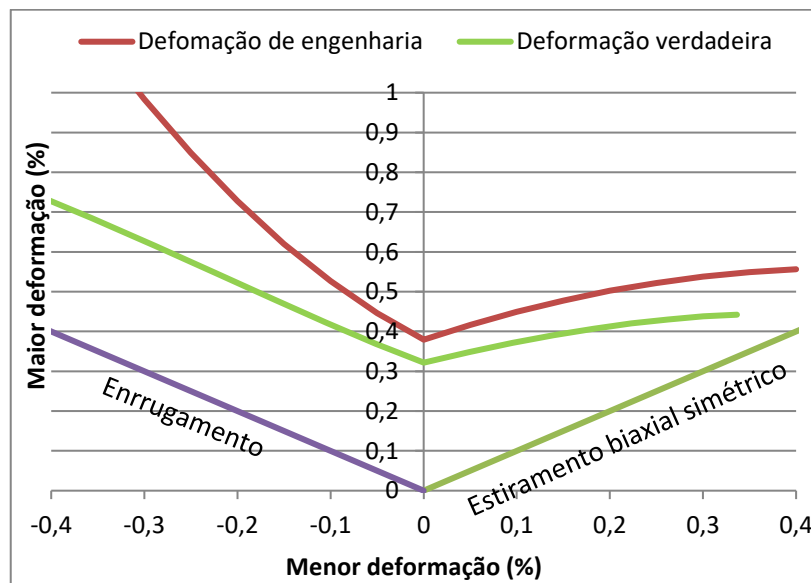


Figura 39 – Definições da Curva Limite de Conformação calculadas pelas equações empírico-teóricas de Keeler e Brazier (1975) para um aço DC04 (Livre de Intersticial) em função das medidas de deformação de engenharia e deformação verdadeira.

Uma possível fonte para a ocorrência de equívocos é a simbologia utilizada por diferentes países para expressar essas deformações, notadamente Estados Unidos, Inglaterra, França e Alemanha. A norma ISO 12004-2 (2009) apresenta a Tabela 4 que mostra a notação utilizada por esses países.

Tabela 4 - Comparação dos símbolos utilizados para representar as deformações de engenharia e verdadeira por distintos países (ISO 12004-2, 2009).

Tipo de deformação	Estados Unidos/Inglaterra/França	Alemanha	Formato
Engenharia ou convencional	e	ε	%
Verdadeira ou real	ε	φ	Decimal
Relação entre as deformações	$\varepsilon = \ln(1+e)$	$\varphi = \ln(1+\varepsilon)$	-

Vale ressaltar que as Curvas Limite de Conformação apresentadas na norma ASTM E2218 (2014) são apresentadas em deformação de engenharia e as da norma ISO 12004-2 (2009), em deformação verdadeira.

3.2.5.2 Espaço de tensões principais

A Curva Limite de Conformação descrita no espaço de tensões representa a capacidade limite de estampagem da chapa em termos das componentes de tensões principais no plano da chapa. Contudo, essas tensões não podem ser medidas diretamente a partir da estampagem industrial, mas podem ser determinadas por meio de apropriadas equações constitutivas. Com isso, por meio de determinação experimental ou previsão numérica, as deformações limite do material no espaço de deformação (CLC avaliada por deformação), a Curva Limite de Conformação descrita no espaço de tensões pode ser determinada usando a teoria clássica de plasticidade, Nurcheshmeh e Green (2011).

Stoughton e Zhu em 2004 e posteriormente em 2009 Assempour *et al.* fizeram revisões bibliográficas sobre Curvas Limite de Conformação descritas no espaço de tensões, as quais os autores intitularam de Diagrama de Tensões Limite de Conformação (DTLC), do inglês *Forming Limit Stress Diagram* (FLSD). Nessas revisões são comentadas que a gênese dessa metodologia advém originalmente do trabalho de Kleemola e Pelkkikangas, que em 1977 propuseram uma CLC no espaço de tensões como alternativa para a avaliação da capacidade limite de estampagem do material da chapa de forma independente da trajetória de deformação. Arrieux *et al.* em 1982 redescobriram essa característica e propuseram que essa metodologia fosse utilizada em análises de processos de estampagem em múltiplos estágios. Depois disso, esse conceito ficou sem ser explorado, até que em 1996, Zhao *et al.*, mostraram que o DTLC não é sensível à trajetória de deformação. Stoughton e Zhu (2004) explicaram que nesse tempo

em que essa técnica não foi explorada se deve, sobretudo, ao baixo desenvolvimento de simulações computacionais da época. Não há como validar as simulações numéricas pelo conceito de tensão devido à dificuldade experimental da determinação exata do estado de tensão de chapas de aço, exceto para modos de deformação mais simples como, a título de exemplo, tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico.

Em 2000, Stoughton teve papel relevante na utilização do DTLC ao propor que seria necessário a utilização da CLC pelo critério fundamentado em tensão para todas as operações de estampagem, inclusive para a operação de repuxo para se ter uma medida da severidade do processo de estampagem. Haddad *et al.* (2000) usaram dois critérios de escoamento plástico para a obtenção da Curva Limite de Conformação no espaço de tensões para aços com comportamento ortotrópico. A primeira delas foi a teoria clássica de Hill (1948) e a segunda foi uma teoria 3D proposta pelo CRM de Liège (Bélgica), a qual assume que o mecanismo de endurecimento do material é descrito por deslizamento em três planos evidenciando a máxima tensão cisalhante. Haddad *et al.* (2000) relataram que ambas as teorias foram capazes de prever a Curva Limite de Conformação no espaço de tensões, indicando a independência dessas curvas à trajetória de deformação.

Stoughton e Zhu (2004), a partir dos resultados de Hosford e Graf (1993), também mostraram a independência do DTLC em relação à trajetória de deformação, como pode ser observado na Figura 41. Verifica-se claramente que o DTLC apresenta pequenas variações para todas as condições de pré-deformações adotadas. Nessa figura encontra-se também a DTLC determinada a partir da CLC sem pré-deformação. As superfícies de escoamento inicial e após pré-deformação por estiramento biaxial (E2) também se encontram nessa representação. Na Figura 42 Stoughton e Zhu (2004) fizeram a previsão das Curvas Limite de Conformação do trabalho de Hosford e Graf (1993), a partir dos diagramas DTLC e das propriedades do material como recebido. Comparando as Figuras 38 e 42, percebe-se que o formato e o posicionamento das curvas previstas são bastante semelhantes aos das determinadas experimentalmente.

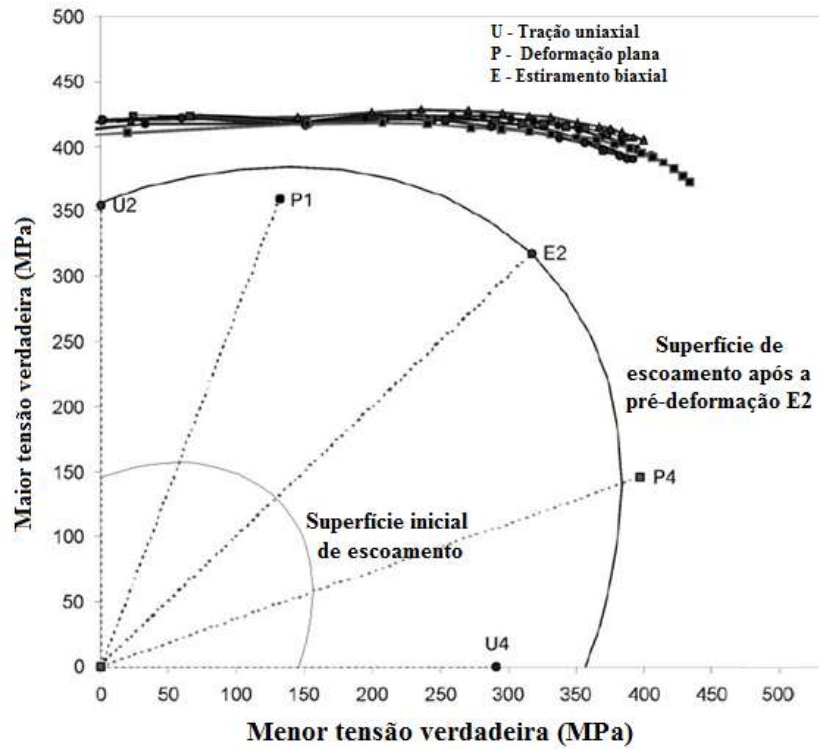


Figura 40 - Curvas Limite de Conformação no espaço de tensões traçadas a partir das curvas da Figura 38. Adaptado de Stoughton e Zhu (2004).

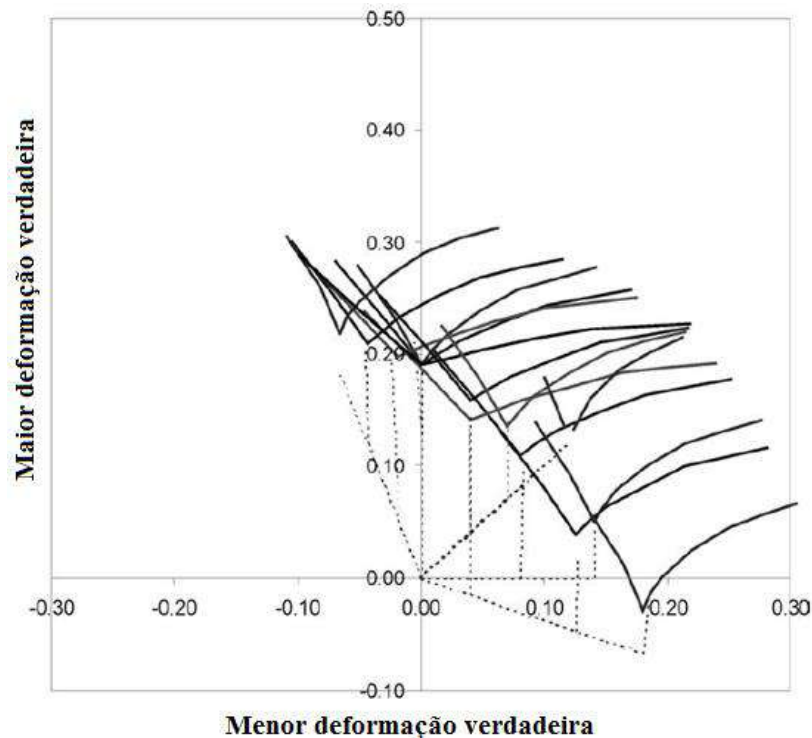


Figura 41 - Previsão das Curvas Limite de Conformação do trabalho de Hosford e Graf, 1993, a partir dos DTLC's e das propriedades do material como recebido. Adaptado de Stoughton e e Zhu (2004).

A explicação física da independência da DTLC à pré-deformação foi atribuída, segundo Stoughton e Zhu (2004), à saturação da relação tensão-deformação em níveis de

deformação próximos à capacidade limite do material da chapa. Quando da ocorrência dessa saturação, observa-se a redução da inclinação da curva tensão verdadeira versus deformação verdadeira.

Para consolidar o conceito da independência do DTLC à pré-deformação, Stoughton e Yoon (2012) avaliaram o processo de ajuste de ferramental de estampagem do paralama na Toyota com aço para estampagem profunda, conforme mostrado na Figura 43. Para a transformação da CLC descrita em deformação para a apresentada no espaço de tensões (DTLC), os autores utilizaram o critério de plasticidade quadrático de Hill (1948) em condições de anisotropia normal (Equação 5), e a equação de encruamento isotrópico de Swift (Equação 6). Para isso, foi considerado que σ_x equivale à tensão σ_1^{CLC} e σ_y à tensão σ_2^{CLC} . Utilizando a regra de plasticidade associada, Stoughton e Yoon (2012) encontraram uma relação entre as deformações da CLC descrita em deformação (ε_1^{CLC} e ε_2^{CLC}), com as tensões da DTLC (σ_1^{CLC} e σ_2^{CLC}), conforme Equações 7 e 8. Verifica-se que nas formulações são utilizadas taxas de deformação ($\dot{\varepsilon}_1^{CLC}$, $\dot{\varepsilon}_2^{CLC}$, $\dot{\bar{\varepsilon}}_p^{CLC}$) ao invés das deformações da CLC e da plástica equivalente (ε_1^{CLC} ; ε_2^{CLC} ; $\bar{\varepsilon}_p^{CLC}$), pois a trajetória de deformação pode variar no tempo, conforme relatado por Rojek (2013).

$$\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_x} = \sqrt{1 + \alpha^2 + \frac{2\bar{R}}{1+\bar{R}}} \quad (5)$$

$$\bar{\sigma} = K(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}_p)^n \quad (6)$$

$$\dot{\varepsilon}_1^{CLC} = \dot{\bar{\varepsilon}}_p^{CLC} \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma_1^{CLC}} = \dot{\bar{\varepsilon}}_p^{CLC} \left(\frac{\sigma_1^{CLC}}{\bar{\sigma}} \right) \left(1 - \frac{\bar{R}}{1+\bar{R}} \alpha \right) \quad (7)$$

$$\dot{\varepsilon}_2^{CLC} = \dot{\bar{\varepsilon}}_p^{CLC} \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma_2^{CLC}} = \dot{\bar{\varepsilon}}_p^{CLC} \left(\frac{\sigma_2^{CLC}}{\bar{\sigma}} \right) \left(\alpha - \frac{\bar{R}}{1+\bar{R}} \right) \quad (8)$$

Tendo conhecimento das relações entre α , ρ e \bar{R} (Equações 9, 10 e 11, respectivamente), sabendo também que a deformação plástica equivalente no momento da estrição pode ser obtida pela soma das Equações 7 e 8, tem-se após rearranjo dos termos a Equação 12.

$$\rho = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} = \frac{\alpha - \bar{R}\alpha - \bar{R}}{1 - \bar{R}\alpha + \bar{R}} \quad (9)$$

$$\alpha = \frac{\rho + \bar{R} + \bar{R}\rho}{1 + \bar{R} + \bar{R}\rho} \quad (10)$$

$$\bar{R} = \frac{R_{0^\circ} + 2R_{45^\circ} + R_{90^\circ}}{4} \quad (11)$$

$$\bar{\varepsilon}_p^{CLC} = \int_0^t \left[\frac{1+\bar{R}}{\sqrt{1+2\bar{R}}} \sqrt{(\dot{\varepsilon}_1^{CLC})^2 + (\dot{\varepsilon}_2^{CLC})^2 + \frac{2\bar{R}}{1+\bar{R}} \dot{\varepsilon}_1^{CLC} \dot{\varepsilon}_2^{CLC}} \right] dt \quad (12)$$

Utilizando a equação do encruamento isotrópico (Equação 6), juntamente com as Equações 5 e 12, obtém-se a Equação 13, após isolar o termo σ_1^{CLC} . Essa é enfim a expressão para a determinação da maior tensão principal do DTLC. A menor tensão principal do DTLC pode ser obtida utilizando a Equação 14.

$$\sigma_1^{CLC} = \frac{h(\bar{\varepsilon}_p^{CLC})}{\sqrt{1+\alpha^2 - \frac{2\bar{R}}{1+\bar{R}}\alpha}} \quad (13)$$

$$\alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \quad (14)$$

A partir dessa transformação, Stoughton e Yoon (2012) reavaliaram o processo de estampagem da Toyota e perceberam que o DTLC foi capaz de prever a fratura do processo de estampagem antigo e de prever que o novo processo apresentava pares de tensões principais abaixo do DTLC, indicando assim que o material seria estampado com sucesso, conforme mostrado na Figura 43. A curva vermelha nessa figura refere-se à Curva Limite de Conformação representada no espaço de tensões determinada a partir da curva descrita em deformação da Figura 39.

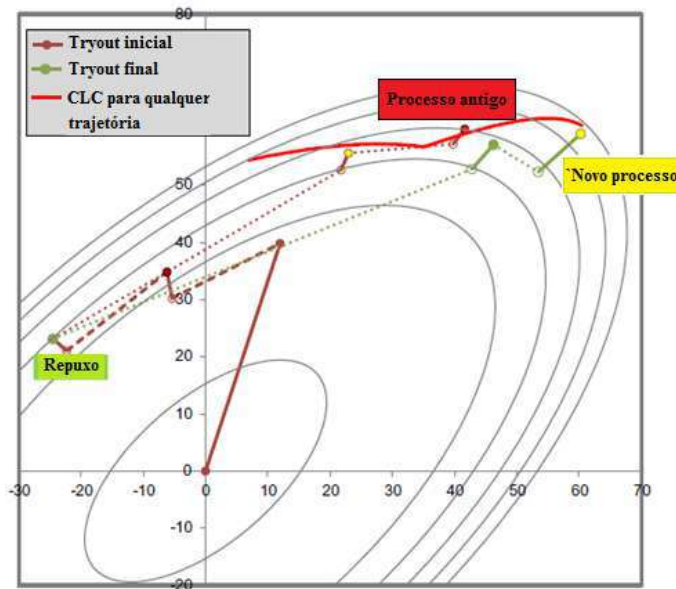


Figura 42 - Conversão dos dados experimentais de Ishigaki (1977)* apud Stoughton e Yoon (2012) para o DTLC.

* Ishigaki, H., 1977, Deformation Analysis of Large Sized Panels in the Press Shop, Edit by D.P. Koistinen and N.M. Wang, 315-338.

3.2.5.3 Espaço de deformações plástica equivalente

Uma das limitações à respeito da CLC descrita em tensão é atribuída à redução da inclinação da curva tensão verdadeira versus deformação verdadeira. Devido a este efeito, ocorrem grandes mudanças na deformação, em tensões próximas à de limite de estrição, em comparação com as tensões mais abaixo desse limite. Com isso, torna-se difícil de visualizar ou de quantificar a margem de segurança, sem uma lente de aumento ou sobreposição dos contornos da deformação equivalente na CLC descrita em tensão. Para contornar essa dificuldade, Stoughton e Yoon (2012), com base na proposta de Zeng *et al.* (2008) de determinar a CLC por meio das variáveis $\bar{\epsilon}_p$ e ρ , propuseram a deformação plástica equivalente ($\bar{\epsilon}_p$) como uma das métricas para avaliar a estampabilidade do material. Apesar da deformação plástica equivalente ser descrita como um tipo de deformação, esta não está diretamente ligada aos componentes principais do tensor deformação. Entretanto, está associada ao tensor tensão por meio da função de escoamento e da relação tensão-deformação e, portanto, se enquadra na categoria da métrica da CLC descrita em tensão. A partir disso, os autores Stoughton e Yoon (2012) propuseram a determinação de uma CLC descrita na deformação plástica equivalente, expressa em coordenadas polares. O diagrama gerado nessa técnica recebeu a nomenclatura de Diagrama Polar de Deformação Plástica Equivalente (DPDPE ou simplesmente DPE), ou em inglês *Polar Effective Plastic Strain Diagram*. Os autores relataram que o diagrama DPE é matematicamente equivalente à CLC descrita em tensão para materiais com encruamento positivo, sendo que, a partir das curvas da Figura 38, curvas do estudo de Graf e Hosford (1993), foi mostrado a independência deste e relação à trajetória de deformação na Figura 44. A representação da CLC em termos de deformação equivalente por coordenadas polares, devido à magnitude da escala, apresenta uma forte vantagem em relação à CLC descrita em tensão, pois torna-se mais fácil a visualização da margem de segurança da curva (local próximo à CLC). Segundo os autores, é que esse critério de CLC pode ser estendido para modelos de materiais nos quais as relações entre tensão e deformação não são monotonicas. Outra vantagem dessa técnica é que o diagrama DPE apresenta um formato da curva limite de conformação com perfil similar a da CLC descrita em deformação. Além disso, exhibe direções radiais no diagrama que correspondem aos modos de deformação por tração uniaxial, deformação plana e estiramento biaxial nos mesmos locais físicos dos diagramas contendo a CLC descrita em deformação. Portanto, a aplicação e a compreensão do DPE é facilitada aos profissionais já familiarizados com a CLC descrita em deformação.

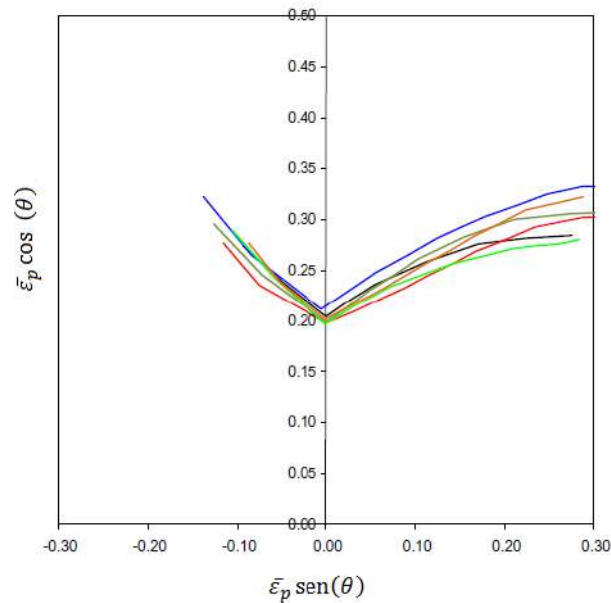


Figura 43 - Conversão das Curvas Limite de Conformação do trabalho de Hosford e Graf (1993), para o diagrama DPE. Adaptado de Stoughton e Yoon (2012).

Para a determinação do diagrama DPE, Stoughton e Yoon (2012) utilizaram a deformação equivalente equivalente e o ângulo θ , que refere-se à variável angular da representação por coordenadas polares. Esse ângulo pode ser expresso matematicamente pelo arcotangente da razão entre as taxas das deformações principais (Equação 15). A correlação entre as variáveis de uma sistema cartesiano equivalente (x;y) com as do diagrama proposto pode ser expressa pela Equação 16.

$$\theta = \tan^{-1}(\dot{\epsilon}_1; \dot{\epsilon}_2) = \tan^{-1}(\rho) \quad (15)$$

$$(x;y) = [\bar{\epsilon}_p \cos(\theta); \bar{\epsilon}_p \sin(\theta)] \quad (16)$$

Na Figura 45 é mostrada a metodologia adota para levantamento do diagrama DPE a partir de trajetória bilinear (Figura 45.a) e de trajetória de deformação complexa (Figura 45.b). Para traçar a trajetória de deformação em coordenadas polares, Stoughton e Yoon (2012) propuseram a seguinte metodologia:

- obtém-se os eixos do diagrama polar DPE pelas relações dadas nas Equações 15 e 16;
- determina-se a magnitude da deformação plástica equivalente, sendo correspondente a círculos concêntricos à origem do diagrama;
- a direção do incremento de deformação da CLC convencional é utilizada para definir a orientação da nova trajetória de deformação, sendo que essa nova direção é projetada por um segmento de reta que cruza a origem do diagrama.

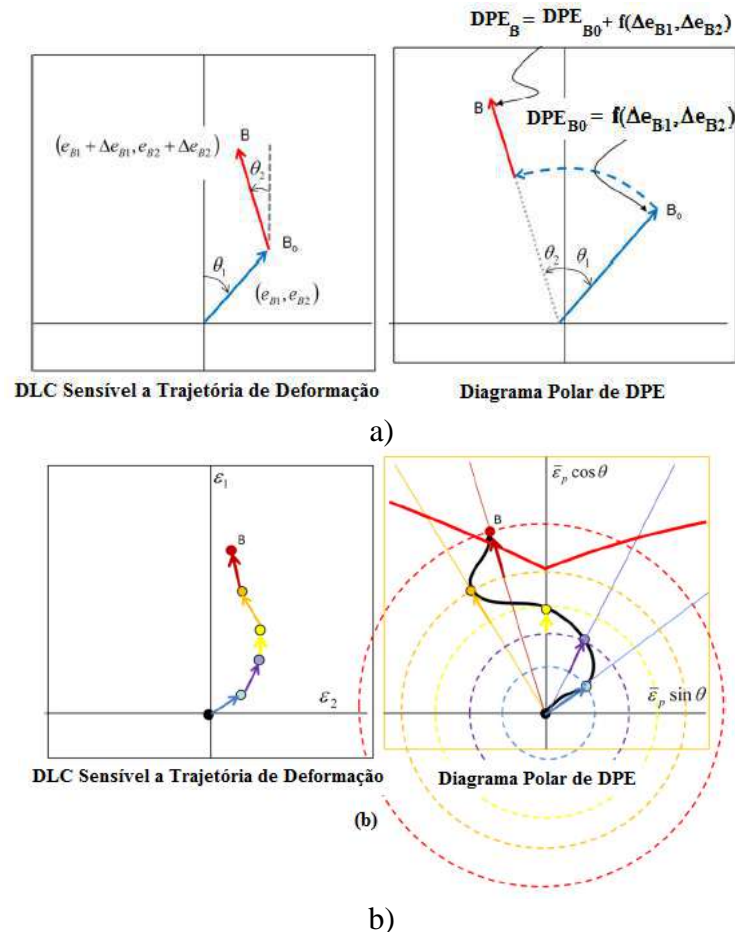


Figura 44 - Representação esquemática de Diagramas polar DPE a) com trajetória bilinear e b) trajetória de deformação complexa. (Adaptado de Stoughton e Yoon, 2012).

Para comprovar a independência do diagrama polar DPE da trajetória de deformação, os autores utilizaram novamente os dados de Ishigaki (1977) apud Stoughton e Yoon (2012), Figura 46. Verifica-se que a PDPE foi capaz de prever a ocorrência da falha no processo de estampagem antigo e a conformação com sucesso pelo novo processo. A curva vermelha refere-se à Curva Limite de Conformação do diagrama PDPE que foi determinada a partir da descrita em deformação da Figura 39.

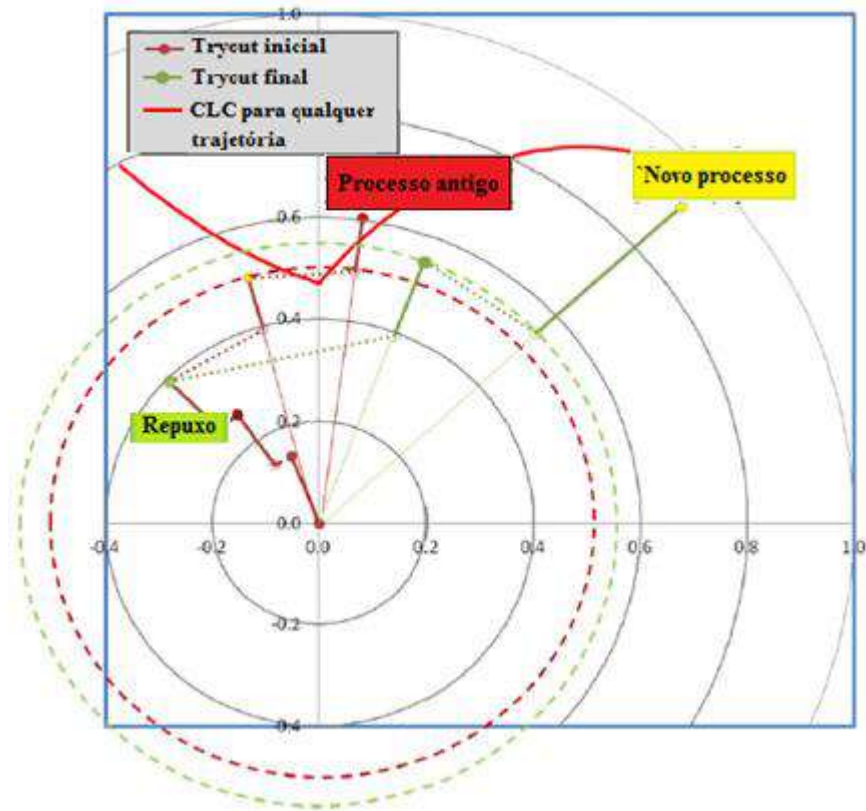


Figura 45 - Conversão dos dados experimentais de Ishigaki (1977) apud Stoughton e Yoon (2012) para o diagrama DPE.

4. Material e Métodos

Neste capítulo são descritas as técnicas utilizadas para caracterizar o material avaliado e a metodologia proposta para conduzir os ensaios experimentais usados na determinação da Curva Limite de Conformação (CLC) e o desenvolvimento de modelos adotados para a mudança da forma de representação da CLC. São apresentadas ainda as técnicas utilizadas para a avaliação das alterações subestruturais e mecânicas decorrentes de pré-deformações em diferentes modos de deformação.

4.1 Material

O material avaliado é uma chapa de aço livre de intersticiais (*Interstitial Free*) com 0,65 mm de espessura nominal revestido por imersão a quente por zinco puro, podendo ser classificado, segundo a norma NBR 5915-2 (2013), como EEP-IF (Estampagem Extra Profunda). Por ora também é comum encontrar em literatura classificações desses aços considerados para aplicações em Estampagem Críticas (EC), tendo o limite de escoamento como referência. Notadamente, a nomenclatura usual adotada para o aço objeto de análise do trabalho é EC160. O aço avaliado pode ter ainda as seguintes nomenclaturas dependendo de qual montadora automotiva irá utilizá-lo, cabendo destacar: DX56, DC06, JAC270F, CR05, St06 e FEP06.

4.1.1 Análise da composição química

A composição química do aço livre de intersticiais (EC160), bem como a especificação normalmente encontrada em normas automotivas, estão listadas na Tabela 5. Verifica-se que este aço é estabilizado ao Ti, tendo composição típica para aplicações automotivas que demandam elevada conformabilidade e que sua composição química se encontra de acordo com

aquelas especificadas por montadoras automotivas (GMW3399M-ST-S, 2002 e MS50.002 2004) e da norma NBR5915-2 (2013) para aços de Estampagem Extra Profunda Grau 4.

Tabela 5 - Composição química do aço livre de intersticiais avaliado (% de massa).

Aço	C	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	V	N	B
EC160	0,0006	0,09	0,014	0,010	0,043	0,041	0,001	0,002	0,0016	<5ppm
EEP*	≤0,007	≤0,20	≤0,02	≤0,02	≥0,010	≤0,2	-	-	-	-

* EEP – Especificação do aço de Estampagem Extra Profunda – EEP Grau 4 da norma NBR5915-2 (2013).

4.1.2 Análise metalográfica

A caracterização metalográfica do substrato consistiu na avaliação da microestrutura após ataque com solução de $H_2SO_4 + H_2O_2$. Para as análises dos constituintes microestruturais, foram avaliadas uma das superfícies e seções ao longo da espessura dispostas de forma paralela e transversal à direção de laminação. Na Figura 47 a microestrutura do aço é apresentada em três dimensões em seções dispostas em uma das superfícies do substrato segundo as direções de laminação (DL) e transversal (DT).

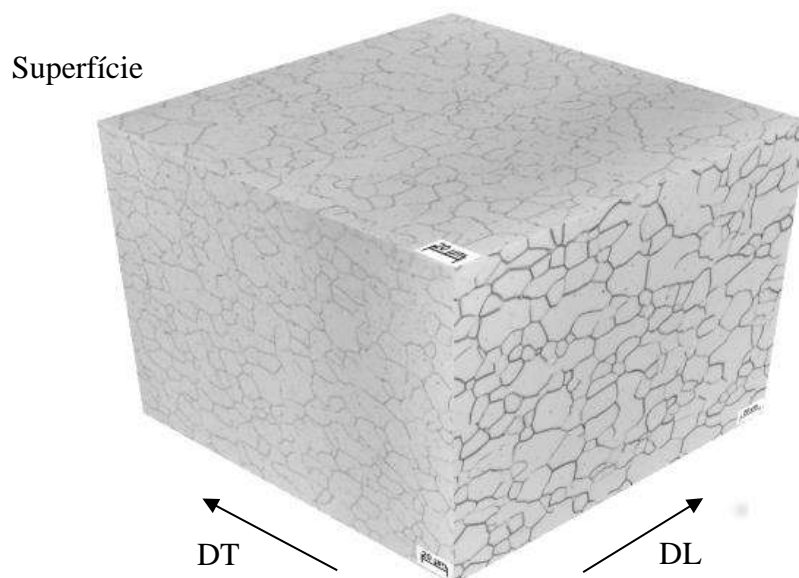


Figura 46 - Representação em três dimensões da microestrutura do aço EC160 obtida a partir de seções dispostas em uma das superfícies nas direções transversal (DT) e paralela (DL) à direção de laminação. Ampliações originais: 500x. – Ataque com reagente $H_2SO_4 + H_2O_2$.

O tamanho de grão ferrítico médio da amostra avaliada foi determinado de acordo com a norma ASTM E112 (2004) para aços monofásicos, a partir das micrografias das seções dispostas de forma longitudinal à direção de laminação. Os valores de tamanho de grão ferrítico médio expressos em tamanho médio e em número ASTM foram de 11,2 μm e 9,5 ASTM, respectivamente.

4.1.3 Comportamento plástico por tração uniaxial

A caracterização mecânica em tração uniaxial do aço foi realizada em termos de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamentos total (Al_t) e uniforme (Al_u), coeficientes de anisotropia plástica (R) em três orientações angulares, anisotropia normal (\bar{R}) e expoente de encruamento (n). Para a avaliação dessas propriedades foram usinados corpos de prova tipo 2 da norma EN 10.002-1 (2007) com base de medida para avaliação do alongamento de 80 mm. Os corpos de prova foram confeccionados com comprimentos dispostos segundo as orientações angulares paralela (0°), diagonal (45°) e transversal (90°) à direção de laminação da chapa. Foi avaliado o efeito da base de medida (BM) na determinação do limite de escoamento e da deformação equivalente por meio de ensaios de tração utilizando dos corpos de prova de tamanho reduzido (*subsize*, com base de medida de 25 mm e larguras de 6,2 mm) e tipo tira (*sheet type*, com base de medida de 50 mm e larguras de 12,5 mm) da norma ASTM A 370 (2007), e o tipo 2 da norma EN 10.002-1 (2007), com base de medida de 80 mm e largura de 20 mm.

Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina Instron modelo 5882 a uma velocidade de deformação igual a 2,5 mm/min até o início de deformação plástica e 10 mm/min a partir do início do escoamento. As deformações verdadeiras longitudinais (ϵ_l) e transversais (ϵ_w) foram avaliadas por meio de um vídeo extensômetro. Os pontos das curvas tensão de engenharia (S) versus deformação de engenharia (e) foram salvos e transformados em tensão verdadeira (σ) e deformação verdadeira (ϵ) por meio das Equações 17 e 18, respectivamente:

$$\sigma = S (1+e) \quad (17)$$

$$\epsilon = \ln(1+e) \quad (18)$$

Na Tabela 6 são mostradas as propriedades mecânicas em tração especificadas para o grau de aço correspondente ao aço EC160, segundo a norma EN 10130 (2006).

Tabela 6 - Propriedades mecânicas em tração especificadas segundo a norma EN 10130 (2006).

Aço	Orientação ^I	LE (MPa)	LR (MPa)	Al_t (%) ^{II}	$\bar{R}_{20\%}$ ^{III}	$n_{10\%-eu\%}$ ^{IV}
EC160	90°	≤ 160	250-310	≥ 39	$\geq 2,5$	$\geq 0,23$

I) Orientação do comprimento do corpo de prova de tração em relação à direção de laminação;

II) Alongamento total (Al_t), avaliado na base de medida de 80 mm;

III) Coeficiente de anisotropia normal de Lankford ($\bar{R}_{20\%}$) determinado com uma deformação de engenharia na direção do comprimento dos corpos de prova de 20%;

IV) Expoente de encruamento ($n_{10\%-eu}$), avaliado entre as deformações de engenharia de 10% e a deformação de engenharia do alongamento uniforme (e_u).

Foi avaliado o efeito da base de medida (BM) na determinação do limite de escoamento e da deformação equivalente por meio de ensaios de tração utilizando dos corpos de prova *subsize* (base de medida de 25 mm e larguras de 6,2 mm), *sheet type* (base de medida de 50 mm e larguras de 12,5 mm), da norma ASTM A 370 (2007) e o tipo 2 da norma EN 10.002-1 (2007) (base de medida de 80 mm e larguras de 20 mm).

A partir das curvas de escoamento obtidas para o aço EC160 por tração uniaxial foram utilizadas diferentes equações de encruamento de comportamento plástico, visando identificar qual é a que melhor descreve a região uniforme das curvas. As Equações de encruamento de 19 a 22 utilizadas para caracterizar o comportamento mecânico de materiais considerando-os como rígido-plástico, propostos por diferentes autores, são apresentadas na Tabela 7. Essas curvas, após ajuste, foram utilizadas na formulação para a determinação da curva limite de conformação descrita no espaço de tensões, conforme será discutido no item 4.4.2.

Tabela 7. Equações de encruamento propostas por diferentes autores.

Autor	Equação de encruamento	Equação
Hollomon (1945)	$\sigma = K \cdot \varepsilon^n$	(19)
Swift (1952)	$\sigma = K \cdot (\varepsilon + \varepsilon_0)^n$	(20)
Hockett-Sherby (1975)	$\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_l) \cdot e^{-a\varepsilon^p}$	(21)
Swift/Hockett-Sherby (2017)	$\sigma = (1 - \alpha')[K(\varepsilon + \varepsilon_0)^{n_s}] + \alpha'[\sigma_s - (\sigma_s - \sigma_l) \cdot e^{-a\varepsilon^p}]$	(22)

Sendo que todos os valores dos parâmetros iniciados por σ e K são apresentados em MPa. Os parâmetros K , ε_0 , n , σ_s , σ_l , a , p e α' são constantes das equações.

As equações de encruamento foram testadas aos dados experimentais e a escolha da que melhor descreve o comportamento mecânico (curva de encruamento) foi feita pela qualidade dos ajustes tendo por base os valores do coeficiente de determinação ou quadrado do coeficiente de correlação de Pearson (R^2) e do desvio padrão médio dos resíduos percentuais ($rmsrp$) que é descrito conforme Dimatteo *et al.* (2015) na Equação 23:

$$(rmsrp) = \frac{\sqrt{\sum_N \left(\frac{\chi_{ex} - \chi_{fit}}{\chi_{ex}} \right)^2}}{N} \quad (23)$$

Em que χ_{ex} é o valor da medida experimental, χ_{fit} é o valor calculado da equação ajustada ao correspondente ponto experimental e N o total de pontos experimentais Dimatteo *et al.* (2015).

O coeficiente de anisotropia ou coeficiente de Lankford (R) foi medido pela razão entre as deformações verdadeiras nos sentidos da largura (ε_w) e da espessura (ε_t) do corpo de prova.

Avaliou-se corpos de prova orientados com comprimentos dispostos a 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação. Como as deformações ε_w e ε_t foram obtidas em tempo real durante o ensaio por meio do vídeo extensômetro, os valores de R foram avaliados não considerando descarregamento elástico. A deformação de engenharia, na direção do comprimento dos corpos de prova, utilizada como referência para o cálculo do R foi de 20%, conforme recomendação de norma ISO 10113 (2007)* apud norma FCA MS 50.002 (2017). A variação de R com as deformações foi determinada para as quantidades de deformação de 5% a 20%, variando de 1 em 1%. Para valores inferiores a 5% a determinação do R é bastante imprecisa pela técnica adotada, atribuída a resolução do vídeo extensômetro.

O expoente de encruamento (n) da equação de Hollomon foi determinado por meio do coeficiente angular da reta formada pelo gráfico do \ln da tensão verdadeira versus \ln da deformação verdadeira ($\ln \sigma$ versus $\ln \varepsilon$) entre as deformações de engenharia de 10% e a deformação do alongamento uniforme ($n_{10\%-eu}$), conforme recomendações da norma ISO 10275 (2007)* apud norma FCA MS 50.002 (2017).

O valor de n instantâneo também foi determinado e plotado em função da deformação verdadeira. Esse valor foi determinado por meio da derivada da curva $\ln \sigma$ versus $\ln \varepsilon$ entre deformações correspondentes do limite de escoamento e de resistência (região uniforme da curva). Para a avaliação do efeito de ajuste das equações de encruamento no valor do n instantâneo utilizou-se a definição de Ratke e Welch (1983) para o valor do expoente de encruamento n como uma diferencial que independe de qualquer lei de encruamento, dado pelas equações 24 e 25.

$$n = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \varepsilon} \quad (24)$$

$$n = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \varepsilon} = \frac{(1/\sigma) \cdot d\sigma}{(1/\varepsilon) \cdot d\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{\sigma} \cdot \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (25)$$

Com base nesta afirmação, pode-se considerar que n seja o expoente de encruamento instantâneo, ou seja, uma propriedade mecânica intrínseca de uma dada amostra ensaiada em tração uniaxial. Se uma dada equação de encruamento isotrópico melhor se ajustar, ou seja, descreve o comportamento plástico de uma dada liga ensaiada em tração uniaxial, então será considerado que esta equação e sua respectiva taxa de encruamento ($d\sigma/d\varepsilon$) podem ser

* ISO 10113 - Metallic Materials - Sheet and Strip - *Determination of plastic strain ratio*, 2007.

* ISO 10275 - Metallic Materials - Sheet and strip - *Determination of tensile strain hardening exponent*, 2007.

substituídas na equação de n . Substituindo as equações de encruamento de 19 a 22 na equação 25 e têm-se as equações de 26 a 29.

$$n_i \text{ Hollomon} = \frac{\varepsilon}{\sigma} \cdot \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{K\varepsilon^{n_H}} \cdot n_H K \varepsilon^{n_H-1} = n_H \quad (26)$$

$$n_i \text{ Swift} = \frac{\varepsilon}{K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^{n_S}} \cdot [n_S K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^{n_S-1}] = \frac{\varepsilon n_S}{(\varepsilon + \varepsilon_0)} = \frac{n_S}{1 + \varepsilon_0/\varepsilon} \quad (27)$$

$$n \text{ Hockett/Sherby} = \frac{\varepsilon}{\{\sigma_S - [(\sigma_S - \sigma_1)e^{(-a\varepsilon^p)}]\}} \{[ap(\sigma_S - \sigma_1)\varepsilon^{p-1} \cdot e^{(-a\varepsilon^p)}]\} = \frac{ap\varepsilon^p}{\left\{\left[\frac{\sigma_S}{(\sigma_S - \sigma_1)}\right]e^{(a\varepsilon^p)} - 1\right\}} \quad (28)$$

$$n \text{ Swift - HockettSherby} = \frac{\varepsilon n K(1-\alpha)(\varepsilon + \varepsilon_0)^{n_S} + \alpha(ap)(\sigma_S - \sigma_1)\varepsilon^p \cdot e^{(-a\varepsilon^p)}}{(1-\alpha)K(\varepsilon + \varepsilon_0)^{n_S} + \alpha\{\sigma_S - [(\sigma_S - \sigma_1)e^{(-a\varepsilon^p)}]\}} \quad (29)$$

4.1.4 Comportamento plástico em expansão biaxial

Os ensaios de expansão biaxial foram realizados em uma prensa universal de estampagem com força de prensa chapas e velocidade de deformação de 500 kN e 60 mm/min, respectivamente. Esse ensaio foi realizado de acordo com as recomendações da norma ISO 16808 (2014). Os corpos de prova utilizados nos ensaios de expansão biaxial foram esboços circulares com 180 mm de diâmetro. Metodologia de ensaio similar foi utilizada pelos autores Cardoso *et al.* (2015), Ferreira *et al.* (2015), Cardoso *et al.* (2016-a) e Cardoso *et al.* (2016-b). Na Figura 48 pode ser visto um esquema dos componentes de um ensaio de expansão biaxial em uma prensa universal de estampagem, bem como variáveis adotadas em equações de encruamento sob expansão biaxial.

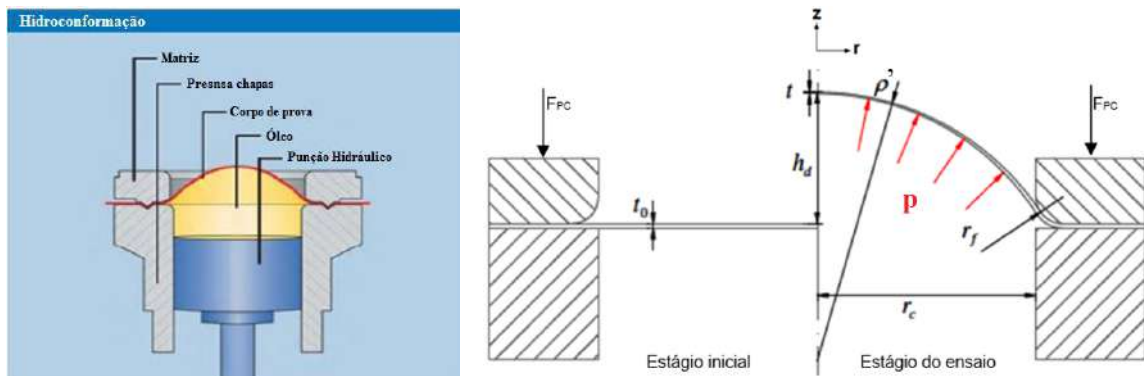


Figura 47 - Representação esquemática de componentes e parâmetros a serem considerados em ensaio de expansão biaxial. Adaptado do Manual de operações do sistema *AutoGrid Strain Analyzers* e adaptado de Koç *et al.* (2011).

No ensaio de expansão biaxial, o corpo de prova é deformado progressivamente por meio da ação da pressão (p), que aumenta no tempo, formando uma região central protuberante (*bulge*). Na região central dessa protuberância, conhecida como domo, a espessura inicial do esboço circular (t_0) tende a afinar de forma mais intensa do que na periferia. Essa protuberância, com o avançar da deformação apresenta raios de curvatura (ρ') cada vez menores. Além disso, no início do ensaio essa curvatura pode ser considerada infinita devido ao esboço estar plano.

Durante o ensaio de expansão biaxial registra-se continuamente pela prensa universal a altura do domo (h_d) por um transdutor de posição do êmbolo compressor do fluido hidráulico. Também são registrados os valores da pressão hidráulica, por meio de um transdutor de pressão, e força por meio de uma célula de carga também montada no êmbolo. Os dados coletados pela prensa foram transferidos instantaneamente para o programa *AutoGrid Vario System* por meio de um sistema de saída de dados analógico.

A relação entre a espessura do esboço e o diâmetro da matriz foi dimensionada para que as tensões de cisalhamento e aquelas devido a flexão no polo com respeito ao raio da matriz, possam ser desprezadas. Deste modo, as relações geométricas, características deste ensaio, permitiram considerar que as tensões impostas ao longo da espessura da chapa (σ_z) pudessem ser desconsideradas, possibilitando-se descrever o esboço pela teoria de membranas. Com isso, à medida que a pressão do fluido hidráulico aumenta, o esboço se deforma devido às tensões de membranas, isto é, tensão radiais (σ_r) e tensões circunferenciais (σ_θ) tangenciais atuantes na superfície, resultando na formação de uma região hemisférica no domo. Na ausência de tensões de cisalhamento, estas componentes de tensão são tensões principais.

Por meio de análises de correlação de imagens digitais realizadas pelo sistema ViaLux foram avaliadas alterações de posicionamentos dos vértices de uma grade quadrada com 2 mm, marcada previamente no esboço plano por meio de gravação eletrolítica. As variações da grade tornam possível a determinação em tempo real dos campos de deslocamentos na superfície do esboço e, em seguida, as deformações principais (ε_1 e ε_2). O sistema automático também determina o raio de curvatura (ρ') no polo e a deformação na direção da espessura nessa região, a partir da condição de incompressibilidade no regime de deformação plástica, $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$. A partir da deformação na espessura (ε_3), a espessura instantânea do domo do esboço (t), necessária para a determinação das curvas de escoamento é obtida pela Equação 30:

$$t = t_0 \exp(-\varepsilon_1 - \varepsilon_2) = t_0 \exp(\varepsilon_3) \quad (30)$$

A análise do estado de tensão no domo no ensaio de expansão biaxial foi realizada com o auxílio da Equação (31), estabelecida a partir da teoria de vasos de pressão de paredes finas também conhecida por teoria de membranas ISO 16808 (2014):

$$\frac{\sigma_1}{\rho'_1} + \frac{\sigma_2}{\rho'_2} = \frac{p}{t} \quad (31)$$

na qual σ_1 e σ_2 são as tensões principais na superfície da chapa assumindo-se que os eixos das tensões principais os eixos de simetria ortotrópica sejam coincidentes, ρ'_1 e ρ'_2 são os raios de curvatura da calota no meio da espessura t e p a pressão. A razão entre a espessura do esboço e

o seu diâmetro (r_c) é menor que 1/50 e, portanto, sob estas condições as tensões de flexão podem ser desprezadas resultando na condição que a tensão na direção da espessura (σ_3) é igual a zero, Reis *et al.* (2016).

Para a determinação dos valores de tensão e deformação da curva de encruamento utilizou-se a equação da teoria de membranas, considerando-se que o material seja isotrópico e ausência de atrito entre o óleo hidráulico e a superfície interna do esboço circular. Considerando ainda que a zona de polo estará solicitada por um estado de tensão biaxial simétrico ($\sigma_1 = \sigma_2$ e $\sigma_3 = 0$), com simetria rotacional. Aplicando-se o critério de escoamento isotrópico de von Mises tem-se a Equação 32.

$$\bar{\sigma} = \sigma_1 = \sigma_2 \quad (32)$$

Como simplificação da hipótese de comportamento isotrópico pode-se afirmar que são iguais os raios de curvatura da calota ρ'_1 e ρ'_2 . Por outro lado, o raio de curvatura é medido pelo sistema de correlação de imagens digitais sobre a superfície externa da calota e sua correção é obtida pela Equação 33.

$$\rho' = \rho'_{ext} - \frac{t}{2} \quad (33)$$

em que ρ' é o raio de curvatura na metade da espessura da calota e ρ'_{ext} é o raio de curvatura da superfície externa da calota hemisférica.

Retornando na Equação 31 com as condições $\sigma_1 = \sigma_2$ e $\rho'_1 = \rho'_2$ tem-se a Equação 34.

$$\bar{\sigma} = \sigma_1 = \sigma_2 = \frac{p\rho'}{2t} \quad (34)$$

Desprezando-se as deformações elásticas, aplicando a equação de deformação equivalente de von Mises, mostrada na Equação 35, levando ainda em consideração a lei da incompressibilidade e que as deformações ε_1 e ε_2 no domo são iguais, pois $\rho'_1 = \rho'_2$, tem-se a Equação 36.

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{4}{3}(\varepsilon_1^2 + \varepsilon_1\varepsilon_2 + \varepsilon_2^2)} \quad \dots \quad (35)$$

$$\bar{\varepsilon} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 = -\varepsilon_3 = |\varepsilon_3| \quad (36)$$

Com isso, a curva de escoamento do material do esboço pode ser determinada a partir da curva que relaciona os valores de pressão exercida pelo fluido e altura da calota hemisférica, bem como com as deformações que ocorrem no polo da calota.

A avaliação da consistência dos dados obtidos pelo sistema ViaLux[®] durante o ensaio de expansão biaxial do aço EC160 para a determinação da curva de encruamento (tensão x

deformação) foi realizada por meio da interrupção da estampagem de corpos de prova para escaneamento, determinação do raio de curvatura e da espessura instantânea no domo destes. As interrupções de ensaio foram feitas nas alturas de deslocamento do punção de 1 mm; 2 mm; 3 mm; 4 mm; 5 mm; 7,5 mm; 10 mm; 12,5 mm; 15 mm; 17,5 mm; 20 mm e 22,5 mm. A medição da calota hemisférica dos corpos de prova foi feita por meio de digitalização 3D dos corpos de prova no ZScanner 800, fabricado pela Z-Corp e através da análise das imagens no *software* Geomagic®. Para análise da espessura do domo, via micrômetro, os corpos de prova foram cortados por eletroerosão a partir de um plano passante no centro dos espécimes. A pressão de ensaio determinada no instante das interrupções foi avaliada por meio do pressostato da prensa. Na figura 49 é mostrado o aspecto de corpos de prova que tiveram o ensaio interrompido para validação da metodologia adotada para a determinação da curva de encruamento por estiramento biaxial simétrica.

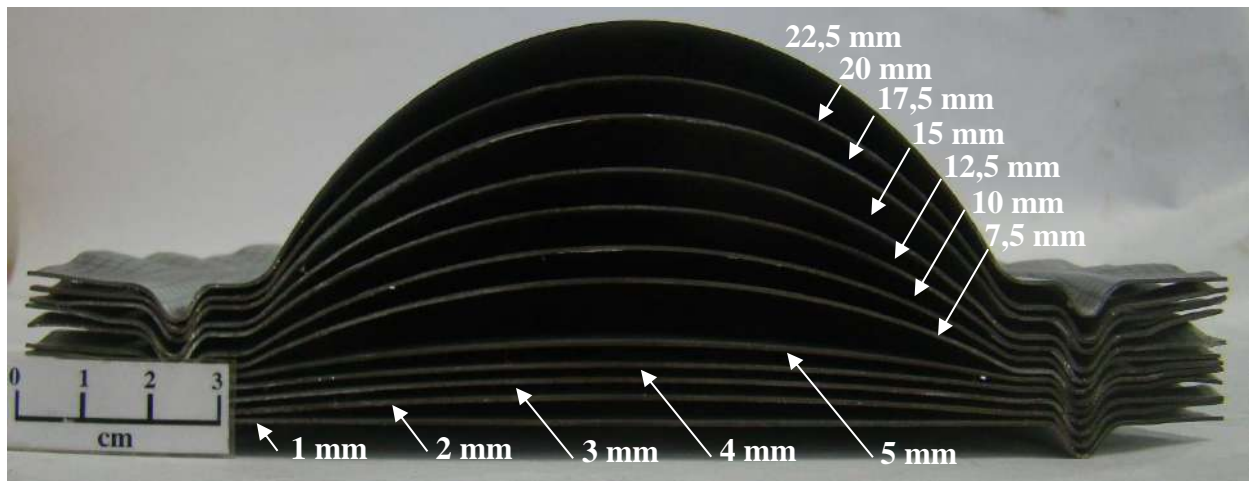


Figura 48 – Aspecto de corpos de prova ensaiados por pressão hidráulica utilizados para a validação da metodologia para a determinação da curva tensão x deformação em condição de estiramento biaxial simétrico.

Além da avaliação da consistência experimental do ensaio de expansão biaxial para a determinação da curva foram realizadas análises utilizando equações teóricas encontradas em literatura para a previsão desse comportamento. O raio de curvatura pode ser determinado matematicamente a cada instante a partir da altura da calota (h_d) e do raio da matriz (r_c), conforme mostrado na Equação 37, proposta por Hill (1950)* apud Koç (2011). Tanto r_c , ρ' e h_d são mostrados na Figura 48.

$$\rho'^2 = r_c^2 + (\rho' - h_d)^2 \quad \rightarrow \quad \rho' = \frac{r_c^2 + h_d^2}{2h_d} \quad (37)$$

* Hill R. A theory of plastic bulging of a metal diaphragm by lateral pressure. Philos Mag Ser 7 1950;41(322):1133-42.

Combinando as Equações 34 e 37 obtém-se a expressão que permite calcular a tensão equivalente ($\bar{\sigma}$) concomitantemente com o desenvolver do ensaio, Equação 38.

$$\bar{\sigma} = \frac{r_c^2 + h_d^2}{4h_d t} p \quad (38)$$

Porém, a determinação da tensão equivalente através da Equação 38 depende do valor da espessura da chapa, t , a cada instante do ensaio, que também torna possível a determinação da deformação verdadeira. Expressões utilizadas para o cálculo das deformações são apresentadas na Equação 39.

$$d\varepsilon_r = d\varepsilon_\theta = \frac{dr}{r} \quad \text{e} \quad d\varepsilon_3 = \frac{dt}{t} \quad (39)$$

Admitindo agora as simplificações referidas à trajetória de deformação dos pontos da zona polar da membrana, pode-se assumir que entre dois instantes sucessivos de deformação, a variação do raio de curvatura da membrana é igual à variação da altura do polo, ou seja, $d\rho' = dh$. Então, analisando a Figura 50, chegou-se a relação apresentada na Equação 40.

$$\frac{dr}{r} = \frac{d\rho}{\rho'} = \frac{dh}{\rho'} \quad (40)$$

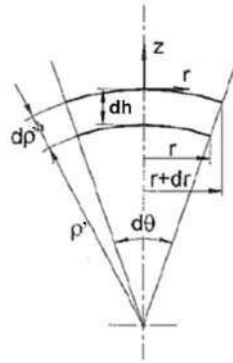


Figura 49 - Relações geométricas de deformação da membrana no polo. Rodrigues e Martins (2005).

Combinando as Equações 36, 37, 39 e 40, chega-se à seguinte relação para o incremento de deformação segundo a espessura, Equação 41.

$$d\varepsilon_3 = -\frac{4h_d}{h_d^2 + r_c^2} dt \quad (41)$$

Integrando-se a Equação 41, tendo como limites de integração, o instante inicial do ensaio, em que a altura do polo é nula, e um instante genérico da deformação, obtém-se o valor da deformação na direção da espessura, Equação 42.

$$\varepsilon_3 = -2 \ln \left(1 + \frac{h_d^2}{r_c^2} \right) \quad (42)$$

Recorrendo-se à definição de deformação verdadeira, pode-se calcular o valor instantâneo da espessura (t) em função de seu valor inicial, segundo a Equação 43 proposta por Hill (1950) apud Koç (2011).

$$t = t_0 e^{\varepsilon_3} \quad \text{ou} \quad t = t_0 \left[\frac{1}{1 + (h_d/r_c)^2} \right]^2 \quad (43)$$

Utilizando as equações supracitadas foi possível determinar a curva de escoamento do material na zona de deformação plástica uniforme, a partir somente do registro da pressão do fluido hidráulico e da altura da calota hemisférica.

A curva de encruamento, determinada por expansão biaxial para o aço EC160, foi utilizada para a determinação do trabalho plástico realizado nas deformações por estiramento biaxial simétrico, conforme será discutido no item 4.2.

O limite de escoamento em estiramento biaxial (LE_B) foi determinado por meio mesma técnica utilizada no ensaio de tração (ponto de interseção da curva de escoamento com uma reta com a mesma tangente da região elástica, que cruza a deformação de 0,2%).

Para a avaliação das curvas de encruamento por estiramento biaxial simétrico foram utilizadas as mesmas equações de encruamento adotadas na análise por tração uniaxial (Tabela 7).

O coeficiente de anisotropia biaxial (R_b) foi determinado por meio do ensaio de pressão hidráulica que gerou a condição expansão biaxial simétrico pela derivada da relação entre as deformações $d\varepsilon_2$ e $d\varepsilon_1$, Equação 44. Essa relação foi proposta por Barlat *et al.* (2003), os quais utilizaram uma metodologia diferente, da proposta neste trabalho, que consistia na realização de ensaio de compressão de discos para a obtenção desse coeficiente.

$$R_b = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_1} \quad (44)$$

A faixa de deformação adotada para a determinação do parâmetro R_b somente é válida em deformações uniforme, ou seja, entre o limite de escoamento até a instabilidade plástica do material. O limite de escoamento em estiramento biaxial (LE_B) foi determinado por meio mesma técnica utilizada no ensaio de tração (ponto de interseção da curva de escoamento com uma reta com a mesma tangente da região elástica, que cruza a deformação de 0,2%). Tornou-se necessária a determinação das condições que conduzem o aparecimento dessa instabilidade. Para isso, foi considerado que haverá instabilidade plástica na zona polar quando a pressão do fluido atingir um valor máximo, seguindo-se a fratura com o decréscimo da pressão. A relação

entre a pressão do fluido, p , e o raio de curvatura da zona polar, ρ' , pode ser obtida modificando-se a Equação 34, gerando a Equação 45.

$$p = \frac{2t\bar{\sigma}}{\rho'} \quad (45)$$

A condição de instabilidade plástica para o ensaio de expansão biaxial simétrico ($dp = 0$), pode ser expressa pela Equação 46.

$$\frac{d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}} = \frac{d\rho'}{\rho'} - \frac{dt}{t} \quad (46)$$

Porém, sendo $d\varepsilon_3 = -(dt/t)$ a deformação, segundo a espessura, dada por $\varepsilon_3 = -\ln(t/t_0)$, a condição de instabilidade plástica pode ser reescrita pela Equação 47.

$$\frac{1}{\bar{\sigma}} \frac{d\bar{\sigma}}{d\varepsilon_3} = \frac{1}{\rho'} \frac{d\rho'}{d\varepsilon_3} + 1 \quad (47)$$

Uma vez que a equação 47 ainda não é suficientemente conclusiva em relação ao aparecimento da instabilidade, torna-se necessário continuar o seu desenvolvimento. Para tal, pode-se inverter a Equação 37, de modo a se obter a altura da calota hemisférica, h_d , em função do respectivo raio de curvatura, ρ' , obtendo-se então a Equação 48.

$$h_d = \rho' \pm (\rho'^2 - r_c^2)^{1/2} \quad (48)$$

Mas, como $h_d \ll \rho'$, pode-se reescrever esta expressão pela Equação 49.

$$h_d = \rho' - (\rho'^2 - r_c^2)^{1/2} \quad (49)$$

Diferenciando esta equação, tem-se a Equação 50.

$$\frac{dh}{d\rho'} = \frac{2h_d^2}{h_d^2 - r_c^2} \quad (50)$$

Tomando agora a Equação 43, que relaciona a deformação na espessura com a altura da calota hemisférica formada, fazendo-se uma mudança de variável: $t = (1 + h_d^2/r_c^2)$ e diferenciando-a, temos a Equação 51.

$$\frac{d\varepsilon_3}{dt} = -\frac{v^2}{a\rho'} \quad \text{e} \quad \frac{dt}{da} = -\frac{2a}{v^2} \quad (51)$$

Combinando as Equações 50 e 51 pode-se determinada a derivada $d\rho'/d\varepsilon$ da Equação 47, conforme mostrado na Equação 52.

$$\frac{d\rho'}{d\varepsilon} = \frac{dt}{d\varepsilon_3} \frac{dh}{dt} \frac{d\rho'}{dh} = \frac{h_d \rho'}{r_c^2} \frac{r_c^2}{2h_d} \frac{(h_d^2 - r_c^2)}{2h_d^2} = \rho' \frac{h_d^2 - r_c^2}{4h_d^2} \quad (52)$$

Substituindo esse resultado na Equação 52 e notando que $r_c^2 = 2h_d\rho' - h_d^2$ tem-se a condição para a instabilidade plástica, Equação 53.

$$\frac{1}{\bar{\sigma}} \frac{d\bar{\sigma}}{d\varepsilon_3} = \frac{3}{2} - \frac{\rho'}{2h_d} \quad (53)$$

Relacionando $\rho'/2h_d$, definido por meio da Equação 53, com a deformação na espessura, Equação 43, e desenvolvendo em série pode-se chegar à relação aproximada para a condição de instabilidade plástica, Equação 54.

$$\frac{1}{\bar{\sigma}} \frac{d\bar{\sigma}}{d\varepsilon_3} \approx \frac{11}{8} - \frac{1}{2\varepsilon_3} \quad (54)$$

Admitindo-se agora que o material sofre encruamento e que a curva tensão-deformação verdadeira do ensaio de expansão biaxial é do tipo $\bar{\sigma} = k\bar{\varepsilon}^n$, a condição de instabilidade pode ser estimada pela Equação 55.

$$\frac{1}{\bar{\sigma}} n \frac{\bar{\sigma}}{\varepsilon_3} = \frac{11}{8} - \frac{1}{2\varepsilon_3} \quad (55)$$

Ou seja, pela Equação 56.

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_u = \frac{4}{11}(2n + 1) \quad (56)$$

O expoente de encruamento, n , das curvas obtidas por expansão biaxial foram determinados seguindo a mesma metodologia utilizada para tração uniaxial. Foram utilizadas as Equações de 26 a 29 para determinação do valor instantâneo de n para o caso expansão biaxial simétrica. Conforme informado, essas curvas de encruamento são utilizadas para a determinação das tensões limites para as CLC descritas no espaço de tensão. Portanto, faz-se necessário o entendimento de como ocorre o encruamento sob ajustes por equações de encruamento das condições de pré-deformação adotadas no presente estudo.

4.1.5 Passagem de dados: tração uniaxial para expansão biaxial simétrica

Após a realização dos ensaios de tração uniaxial ($\sigma_u = f(\varepsilon)$) e de expansão biaxial ($\sigma_b = f(\varepsilon)$) foram obtidas duas curvas de encruamento distintas do mesmo material. Uma vez que as curvas obtidas não provêm do mesmo modo de deformação, não podem ser comparadas diretamente. Conforme será discutido adiante, esse é o motivo na qual será adotado o conceito de trabalho plástico para a comparação de deformações por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico. Para a verificação se os dados obtidos nos ensaios por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico foram coerentes utilizou o conceito de passagem de dados pelo critério de escoamento quadrático de Hill (1948), em condições de anisotropia normal, considerando uma simetria rotacional em torno do eixo principal de anisotropia z . Considerando que para o estado de tensão biaxial simétrico $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_b$, o critério de escoamento de Hill (1948) é simplificado novamente para a Equação 57.

$$\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_b} = \sqrt{\frac{2}{1+R}} \quad (57)$$

4.1.6 Curva Limite de Conformação: Trajetórias lineares

O método utilizado para a determinação da Curva Limite de Conformação (CLC) foi o Nakajima modificado, no qual as deformações limites foram definidas na condição de estricção. Os ensaios de CLC foram realizados em uma prensa universal Erichsen 145-60 equipada com o sistema de análise de deformações por correlação de imagens ViALUX[®]. Esse equipamento possibilita a filmagem do ensaio por meio de 4 câmeras CCD com uma taxa de aquisição de imagens de 10 frames/s e, portanto, avaliar o instante de início da estricção do corpo de prova, independentemente do modo de deformação avaliado. Para a lubrificação do corpo de prova durante deformação, visando localizar as deformações no domo deste, foi utilizado um composto formado por vaselina, filme de Teflon[®] (0,1 mm de espessura), vaselina, polímero cloreto de polivinila – PVC (3 mm de espessura), vaselina, filme de Teflon[®] (0,1 mm de espessura) e vaselina.

As dimensões e geometrias dos corpos de prova da metodologia de Nakajima modificado utilizados para a determinação da CLC sob trajetórias lineares estão mostradas na Figura 51. Com exceção do esboço circular de diâmetro 220 mm, os demais corpos de prova foram usinados com a maior dimensão alinhada com a orientação transversal a direção de laminação.

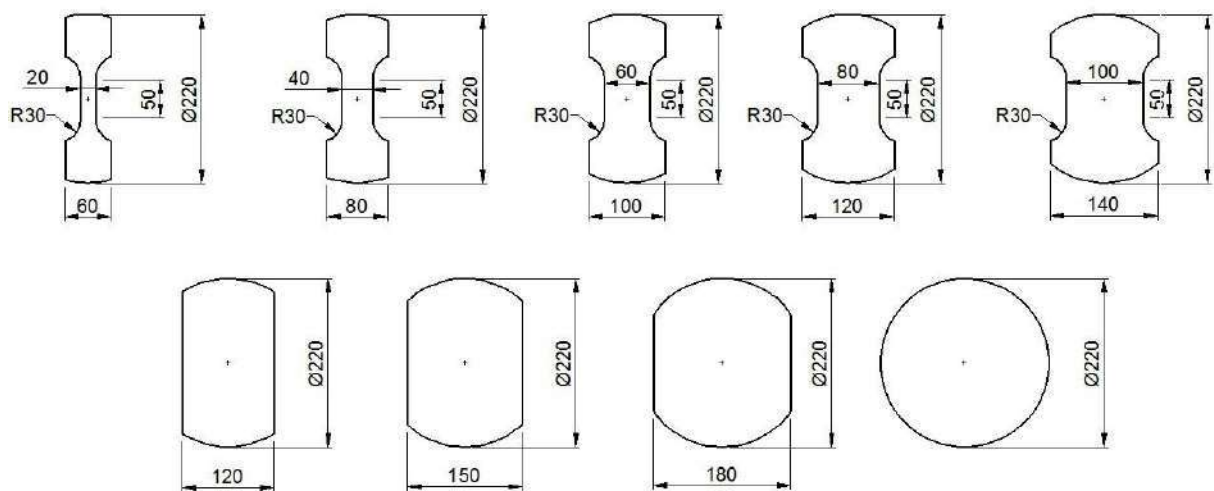


Figura 50 – Corpos de prova empregados nos ensaios de CLC sob trajetórias lineares. Unidades apresentadas em mm.

As deformações limites na estrição para o aço EC160 foram definidas tendo como base as metodologias propostas por Hecker (ASTM E2218, 2014) e Bragard (ISO 12004-2, 2009). Em todos os casos, as deformações limites foram obtidas a partir das medidas das deformações verdadeiras, apesar de normalmente a norma ASTM E2218 utilizar deformação de engenharia. Para fins de comparação, a curva empírica proposta por Keeler (1968) foi utilizada como referência.

4.2 Pré-deformação em tração uniaxial e expansão biaxial simétrica

Para a avaliação do efeito da trajetória de deformação na curva limite de conformação foi necessária a realização de ensaios de pré-deformação sob distintas trajetórias, na qual o material deveria ser deformado e ainda permanecesse plano para ser possível a confecção de corpos de prova para a segunda deformação. Com isso, foi utilizada técnica de deformação de Marciniak com punção cilíndrico de fundo plano. Nessa técnica o modo de deformação é alterado em função da largura do espaçador e do esboço, bem como das condições operacionais de estampagem. Para a determinação da largura dos corpos de prova para as pré-deformações por tração uniaxial e expansão biaxial simétrica (estiramento biaxial simétrico) foi utilizado simulação de diferentes condições de larguras via análise numérica no programa *LS-Dyna*[®]. Convencionou-se adotar a nomenclatura por tração uniaxial, pois a trajetória obtida nos ensaios de pré-deformação de Marciniak foi similar à obtida no ensaio de tração convencional, conforme será descrito adiante. Após a determinação da largura dos corpos de prova com auxílio de simulações numéricas, tornou-se necessário o desenvolvimento de ensaio físico de Marciniak. Para isso, uma prensa universal de ensaios foi instrumentada. A validação das trajetórias de deformação obtidas no plano pela técnica de Marciniak foi validada a partir das curvas tensão - deformação determinadas nos ensaios de tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico. Após essa validação foram realizados ensaios para a obtenção do trabalho plástico correspondente aos dois modos de pré-deformação. No que segue essas etapas são detalhadas, conforme sumário apresentado na Tabela 8.

Tabela 8 - Sumário das atividades realizadas para a obtenção de corpos de prova planos e pré-deformações sob tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico.

Atividade necessária para pré-deformação no plano	Técnicas adotadas	Item do texto onde será discutido
Determinação das larguras dos corpos de prova	Simulação numérica do ensaio de Marciniak pelo programa LS-Dyna [®]	4.2.1
Realização de ensaios de validação	Construção de ferramental e instrumentação de prensa	4.2.2
Determinação do trabalho plástico	Realização de ensaios de tração a partir de corpos de prova base de medida de 80 mm e por expansão biaxial.	4.2.3
Determinação das alturas de estampagem	Realização de ensaios de tração a partir de corpos de prova retirados das amostras pré-deformadas no plano e validação com curvas tensão deformação obtidas por tração uniaxial e por expansão biaxial.	4.2.4

4.2.1 Largura dos corpos de prova

As simulações numéricas no programa de elementos finitos *LS-Dyna*[®] foram realizadas empregando-se o método dinâmico explícito de integração, com coeficiente de atrito entre as partes definido como 0,15. Para descrever a anisotropia, adotou-se o critério quadrático de Hill (1948) assumindo-se a hipótese de anisotropia normal. O esboço foi discretizado por elementos de casca com malha mapeada composta por elementos com 5 pontos de integração ao longo da espessura. O tamanho do maior elemento foi de 2,5 mm e o tempo de solução foi definido como 20 s, mesmo valor absoluto do número de passos de deslocamento do punção (mm). O incremento de tempo (Δt) foi de 1,429 s, que se encontra de acordo com a formulação de Courant, condição mínima de Δt para que o tempo que se leva para que uma onda sonora atravesse o menor elemento do modelo numérico, Manual de ajuda do programa Ansys (2019).

As geometrias do ferramental de estampagem das simulações são representativas de prensa universal de estampagem com capacidade de força de 100 tf que foi utilizada nos ensaios de pré-deformação pela técnica de Marciniak, cujo desenho é mostrado na Figura 52. Cabe ressaltar que os *stretch beads* ou frisos destacados nos detalhes “A” e “B” da Figura 52, não foram incluídos no modelo computacional. Optou-se por não os incluir, pois iria aumentar desnecessariamente o tempo de análise, uma vez que a função deles é somente de restringir o escoamento de material para o interior da cavidade da matriz. Deste modo, essa mesma restrição foi assegurada pelo aumento da carga de prensa chapas. As ferramentas foram modeladas como rígidas. Sabe-se que o ferramental também sofre deformações elásticas durante o processo de estampagem. No entanto, estas deformações não foram consideradas nas análises em função da falta de capacidade computacional para que as mesmas fossem incluídas aos modelos.

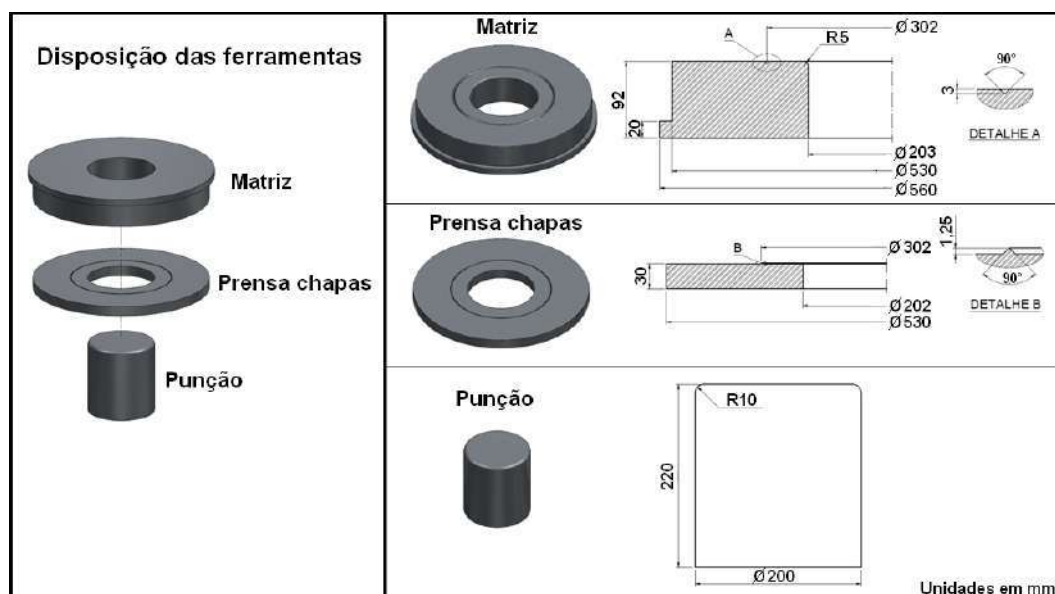


Figura 51 – Desenho do ferramental utilizado na prensa universal de 100 tf para os ensaios de pré-deformação pela técnica de Marciniak.

Na técnica de Marciniak, conforme mostrado na Figura 23, são utilizados espaçadores entre o esboço e o punção. Na Figura 53 é mostrada uma representação esquemática do formato dos espaçadores, cujas geometrias dos modos de deformação por deformação plana e estiramento biaxial se baseiam no estudo de Quaak (2008). Para a tração uniaxial, o formato do corpo de prova teve de ser alterado em relação à proposição de Quaak (2008), pois foi preciso uma largura do corpo de prova após pré-deformação com mínimo de 180 mm para possibilitar a posterior confecção dos esboços para a determinação da Curva Limite de Conformação. Para simplificar a confecção dos espaçadores e corpos de prova para ambos os modos de pré-deformação, optou-se por utilizar esboços retangulares.

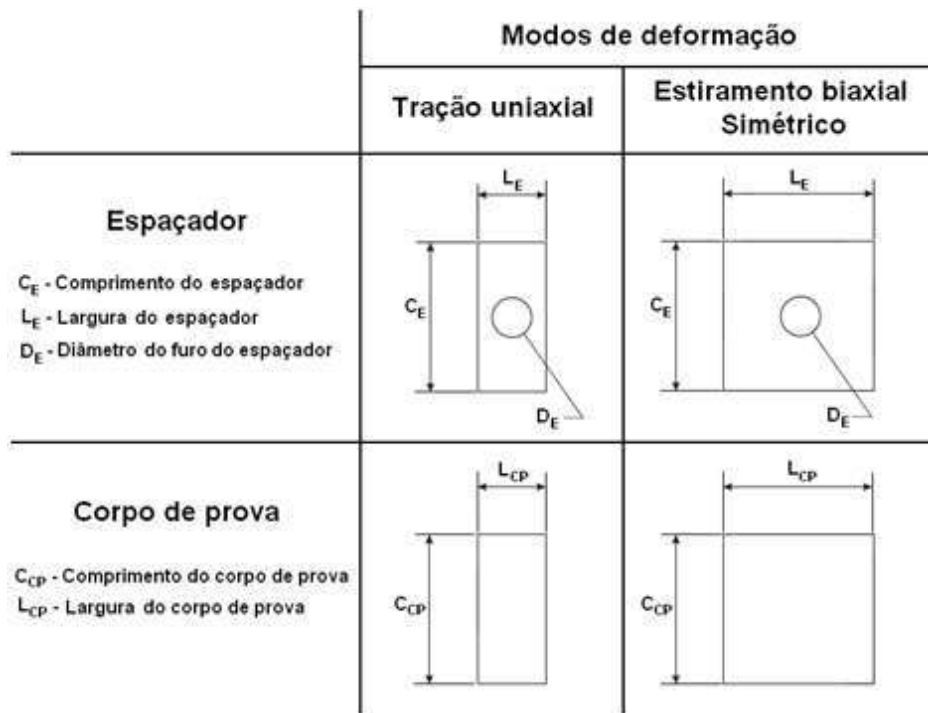
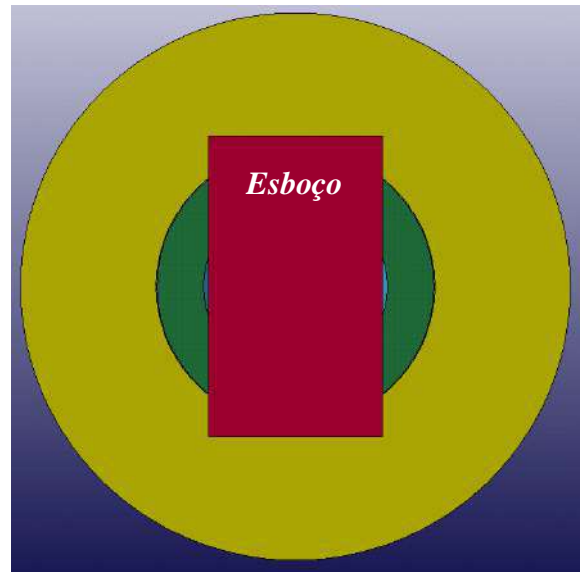
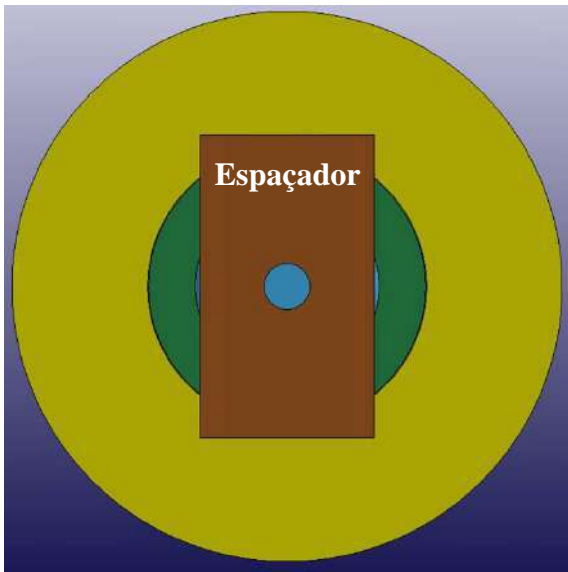


Figura 52 – Representação esquemática das dimensões dos espaçadores e corpos de prova para a realização da pré-deformação pela técnica de Marciniak para reproduzir os modos de deformação de tração uniaxial e expansão biaxial simétrica (estiramento biaxial simétrico). Adaptado de Quaak (2008).

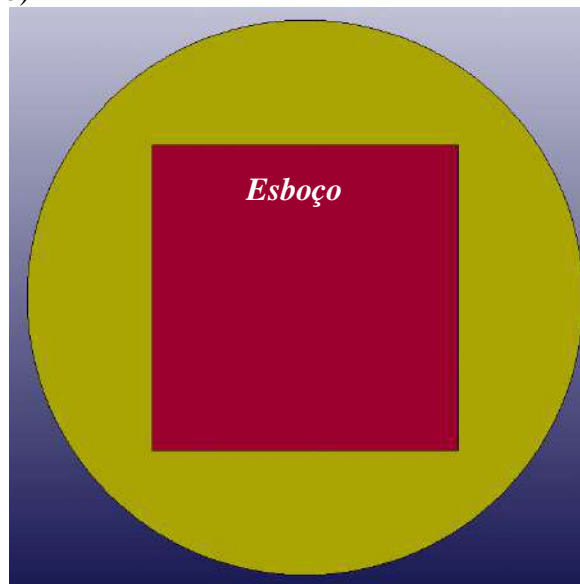
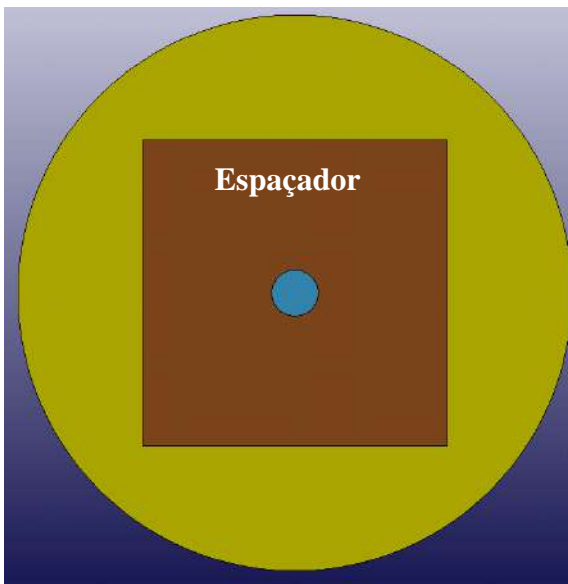
O modelo de elementos finitos proposto para as simulações numéricas do processo de estampagem pelos modos de deformação por tração uniaxial e por estiramento biaxial simétrico está mostrado na Figura 54. Verifica-se na Figura 54.a, o modelo do ferramental utilizado na estampagem dos corpos de prova pela técnica de Marciniak (matriz, prensa chapas e punção). O espaçador e o esboço utilizados nos modos de deformação por tração uniaxial e por estiramento biaxial simétrico podem ser vistos, respectivamente, nas Figuras 54.b e 54.c.



a)



b)



c)

Figura 53 – Modelo numérico adotado nas simulações dos processos de estampagem. a) aspecto geral do ferramental. b) e c) aspecto do prensa chapas, espaçador e esboço utilizados para os modos de deformação por tração uniaxial e expansão biaxial simétrica, respectivamente.

As condições ótimas empregadas no comprimento (C_E), na largura (L_E), e no diâmetro do furo central (D_E) dos espaçadores, bem como no comprimento (C_{CP}) e na largura (L_{CP}) dos corpos de prova foram determinadas a partir de simulação numérica computacional pelo programa *LS-Dyna*[®]. Essas dimensões podem ser vistas na Tabela 9.

Tabela 9 – Dimensões dos espaçadores e dos corpos de prova determinadas por simulação numérica no programa *LS-Dyna*[®] para a obtenção dos modos de deformação por tração uniaxial e expansão biaxial simétrico nos ensaios de pré-deformação pela técnica de Marciniak.

	Modos de deformação	
	Tração uniaxial	Estiramento biaxial simétrico
Comprimento do espaçador - C_E	330 mm	330 mm
Largura do espaçador - L_E	190 mm	330 mm
Diâmetro do furo do espaçador - D_E	50 mm	50 mm
Comprimento do corpo de prova - C_{CP}	330 mm	330 mm
Largura do corpo de prova - L_{CP}	190 mm	330 mm

Na Figura 55 é mostrado o aspecto obtido em simulação numérica dos espaçadores e corpos de prova deformados em tração uniaxial e em estiramento biaxial simétrico, até uma altura de estampagem de 30 mm. Como indícios da obtenção dos modos de deformação desejados, podem ser observados os formatos dos furos dos espaçadores, que para o estiramento biaxial simétrico apresentava na forma de círculo com diâmetro maior do que o inicial e para a tração uniaxial em forma de elipse, cujo maior eixo da elipse encontrava-se alinhado com a direção da maior deformação.

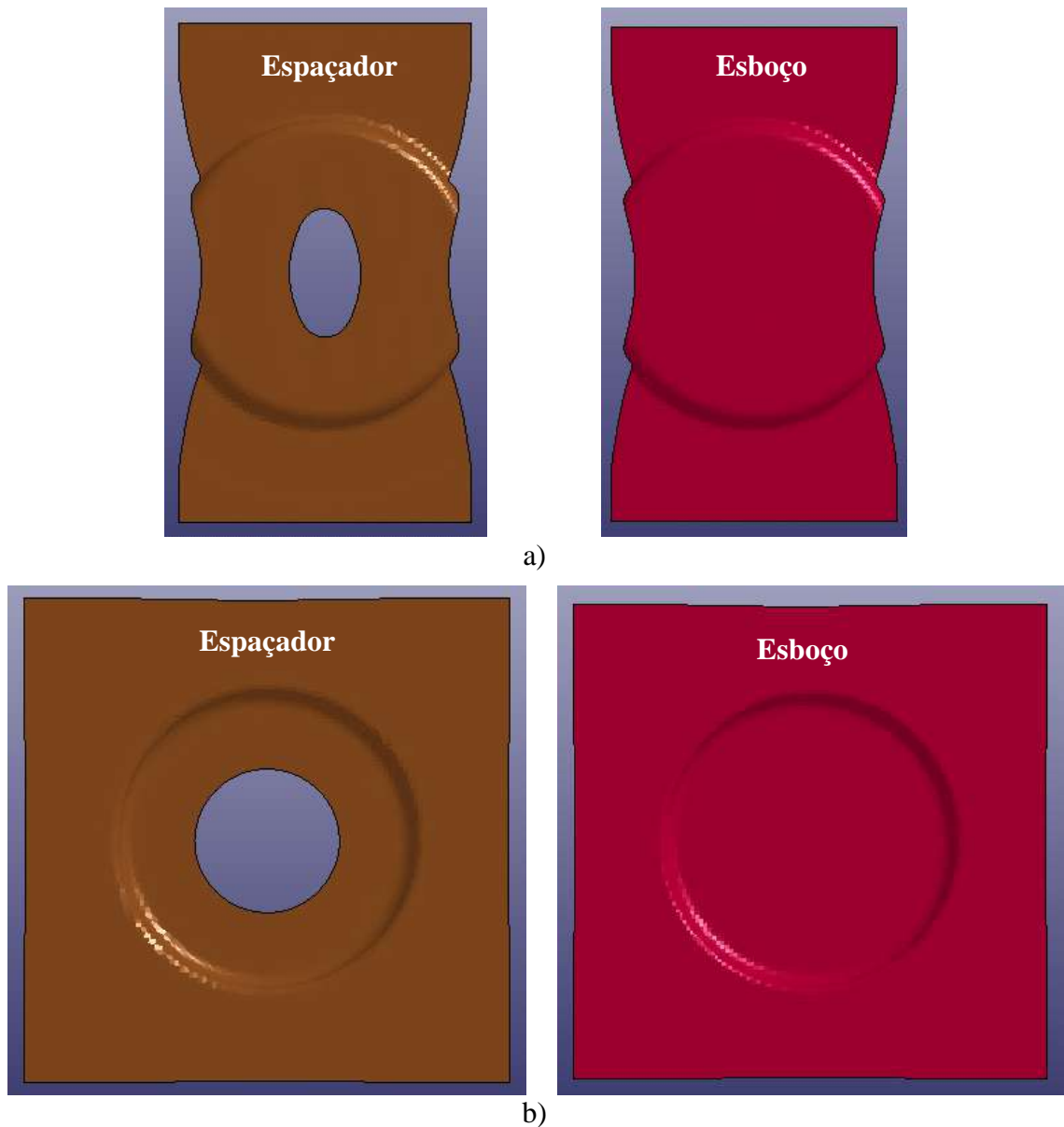


Figura 54 – Resultados de simulação numérica obtidos na previsão das pré-deformações por a) tração uniaxial e b) estiramento biaxial simétrico.

Nos Diagramas Limite de Conformação (DLC), mostrados na figura 56, podem ser vistas as trajetórias de deformação de elementos que se encontravam situados no centro dos esboços. A trajetória de deformação obtida para a condição de tração uniaxial foi de $\rho = -0,625$. Para expansão biaxial simétrico o valor de ρ foi de aproximadamente 1.

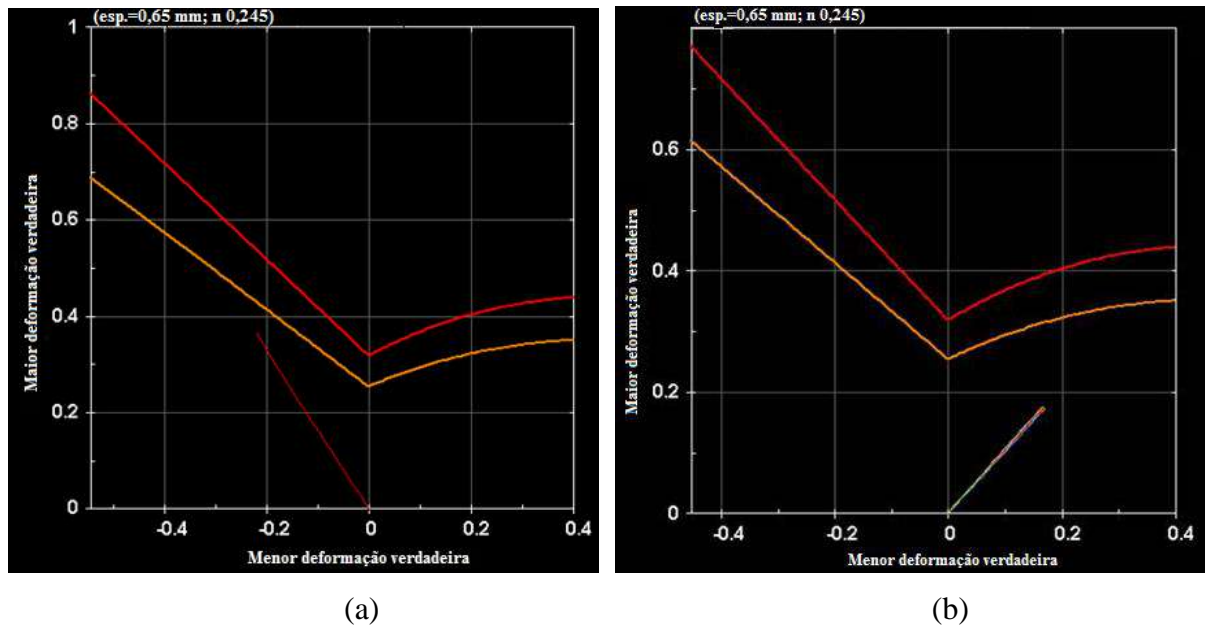


Figura 55 – Trajetórias de deformação obtidas pelo programa *LS-Dyna*[®] a partir de simulações numéricas das pré-deformações por: (a) tração uniaxial e (b) estiramento biaxial simétrico.

4.2.2 Estampagem no plano em diferentes modos de deformação

Para a realização da pré-deformação dos corpos de prova em diferentes modos de deformação utilizou-se a técnica de Marciniak dotada de um espaçador para propiciar deformações no plano. O espaçador utilizado foi um aço EC160 com 0,80 mm de espessura, que atende as características necessárias para essa função, a saber, mesma resistência, maior espessura e bom acabamento das bordas. O furo central dos espaçadores foi confeccionado por eletroerosão a fio. O aço adotado para a função do espaçador foi caracterizado em termos de composição química, de microestrutura e propriedades mecânicas em tração uniaxial (Tabela 10, Figura 57 e Tabela 11, respectivamente). O material apresentou-se apto a exercer a função de espaçador, pois respeitou os critérios de ter propriedades compatíveis com as do material avaliado e ser mais espesso.

Tabela 10– Composição química do aço EC160 utilizado como espaçador (% em massa).

Aço	%C	%Mn	%P	%S	%Al	%Ti
EC160 (0,80 mm)	0,0013	0,11	0,012	0,007	0,038	0,044

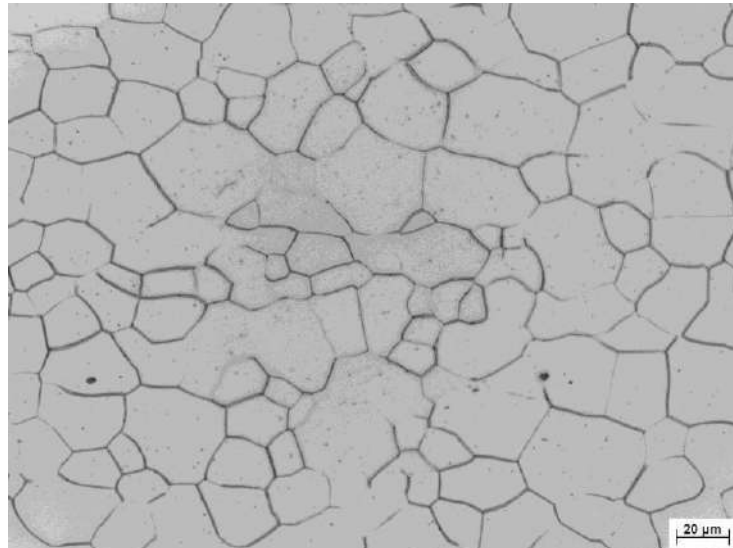


Figura 56 – Microestrutura da chapa de aço EC160, 0,80 mm de espessura. Ampliação: 500x. – Ataque com reagente $H_2SO_4 + H_2O_2$.

Tabela 11 – Propriedades mecânicas em tração uniaxial do aço EC160 (0,80 mm) utilizado como espaçador nos modos de pré-deformação pela técnica de Marciniak. As propriedades foram avaliadas a partir de corpos de prova tipo 2 da norma EN 10.002-1 (2007), com base de medida para determinação do alongamento de 80 mm.

Aço	Orientação ^I	LE (MPa)	LR (MPa)	$Al_{\text{uniforme}}^{\text{II}}$ (%)	$Al_{\text{total}}^{\text{III}}$ (%)	R^{IV} (20%)	n^{V} (10- e_u)	\bar{R}^{VI}
EC160 (0,80 mm)	90°	157	270	26,4	48,0	2,95	0,25	2,32
	45°	157	280	25,1	32,6	2,20	0,24	
	0°	151	275	26,8	46,2	2,61	0,25	

I) Orientação do comprimento do corpo de prova de tração em relação à direção de laminação;

II) Alongamento uniforme (Al_{uniforme}), avaliado até a deformação do limite de resistência;

III) Alongamento total (Al_t), avaliado na base de medida de 80 mm;

IV) Coeficiente de anisotropia normal de Lankford ($R_{20\%}$) determinado com uma deformação de engenharia na direção do comprimento dos corpos de prova de 20%, vide Equação 3;

V) Expoente de encruamento ($n_{10\%-e_u}$), avaliado entre as deformações de engenharia de 10% e a deformação de engenharia do alongamento uniforme;

VI) Vide Equação 11.

Para realizar os ensaios de pré-deformação, uma prensa universal de 100 tf foi instrumentada (Figuras 58 e 59) para possibilitar o controle do deslocamento do punção e a avaliação das deformações. Para o controle do deslocamento do punção, utilizou-se um sensor laser modelo LM100 da Keyence, indicado na Figura 60. Esse sensor possui faixa de medição de 0 a 100 mm, tempos de resposta de 10 Hz, 100 Hz ou 1 kHz com resoluções de 60 μm , 200 μm e 600 μm , respectivamente. O sinal de saída do sensor variou de 0 a 10 V e é diretamente proporcional ao deslocamento medido do punção.

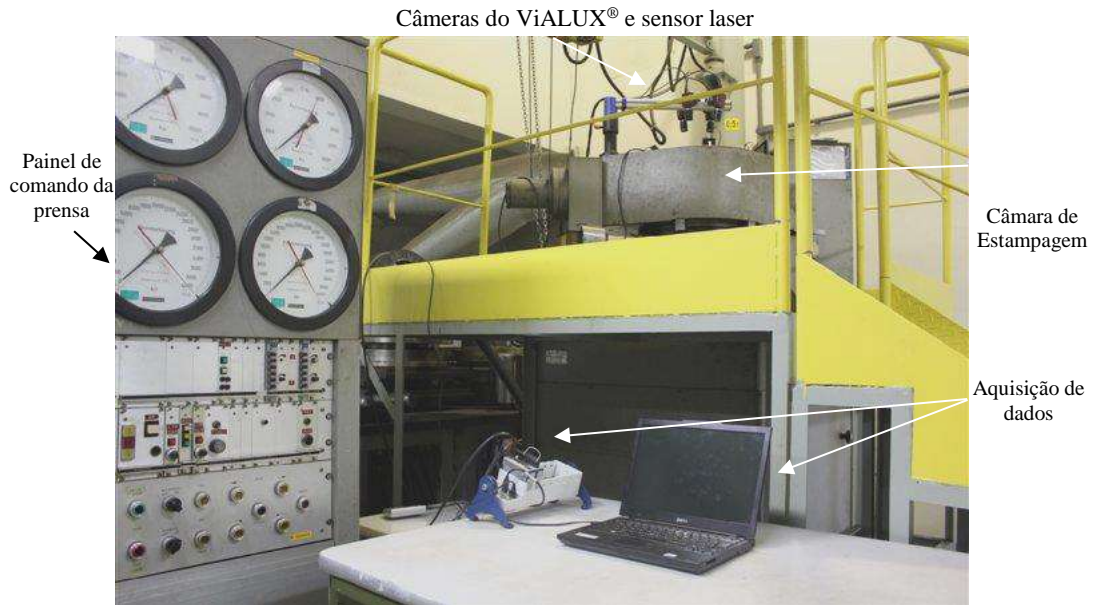


Figura 57 – Prensa universal de estampagem utilizada para a realização das pré-deformações, destacando os aparatos técnicos utilizados para o controle do deslocamento do punção e avaliação das deformações. Wolff *et al.* (2018).

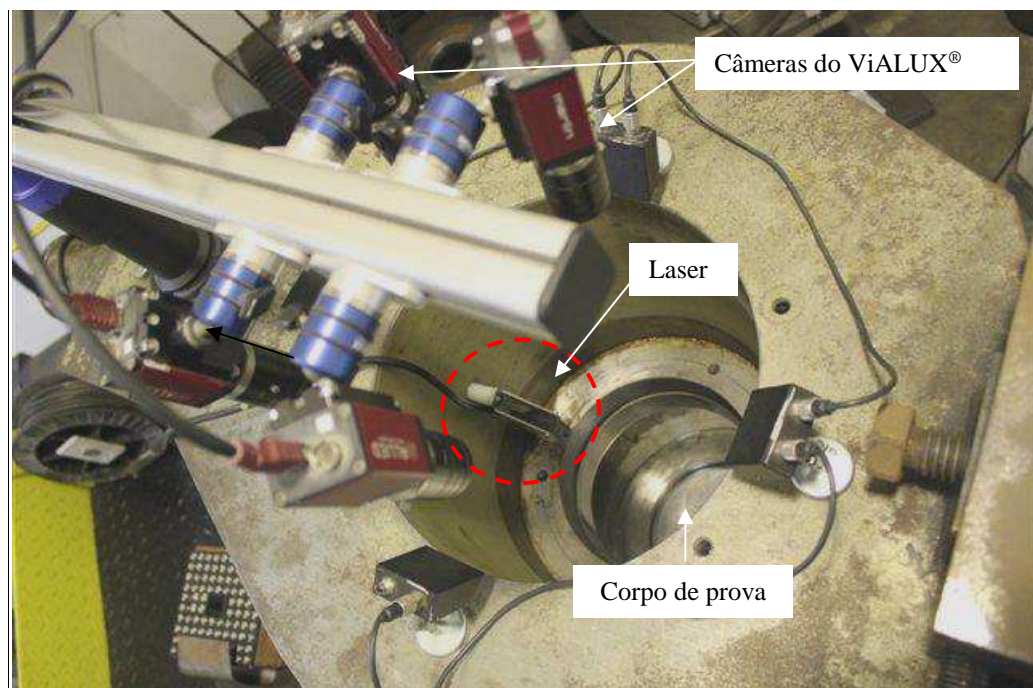


Figura 58 – Vista superior da câmara de estampagem da prensa universal na qual onde podem ser vistos o sensor laser e as câmeras do ViALUX®. Wolff *et al.* (2018).

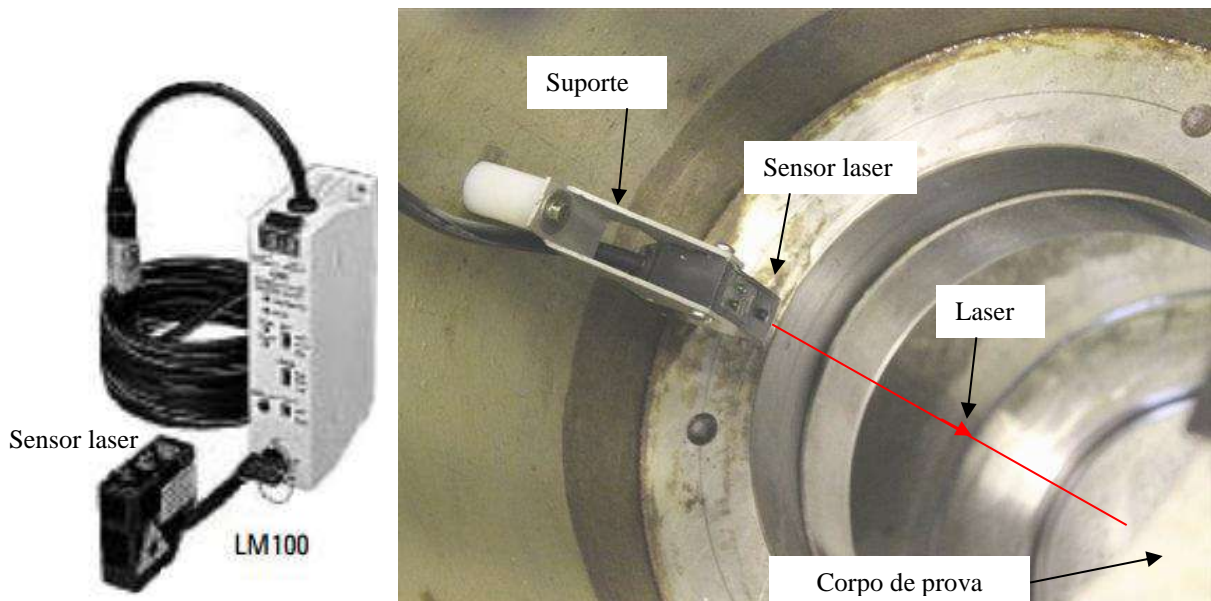


Figura 59 – Montagem do sensor laser LM100 e aparato utilizado para o controle de deslocamento do punção durante os ensaios de pré-deformação. Wolff *et al.* (2018).

Para a realização das medidas e aquisição em tempo real dos deslocamentos do punção, foi desenvolvido em LabVIEW® um programa de aquisição, processamento, armazenamento e apresentação dos dados. Na Figura 61 é apresentada a tela do programa desenvolvido, constituído por uma tela gráfica ao centro que apresenta os valores de deslocamento do punção, ao longo do tempo. Na parte esquerda desta tela, podem ser vistos botões de controle do sistema e, à direita, indicadores de valores instantâneos de deslocamento.

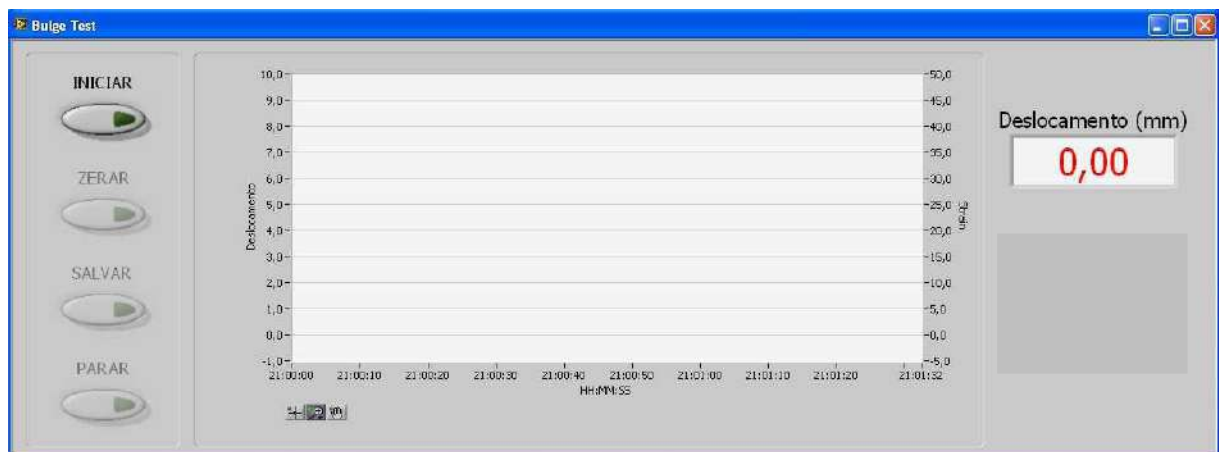


Figura 60 – Tela do programa de aquisição, processamento, armazenamento e apresentação dos dados obtidos nos ensaios de pré-deformação.

A avaliação das deformações durante a estampagem dos corpos de prova foi realizada pelo programa *AutoGrid* por meio da adaptação das câmeras do ViALUX® na prensa universal, conforme mostrado na Figura 59. Para a validação das simulações numéricas, foram realizados ensaios físicos a partir de corpos de prova com as larguras previamente estipuladas na análise computacional. Nessas validações as alturas de estampagem foram variadas em 5, 10, 15 e

20 mm. As deformações dos corpos de prova foram avaliadas em uma região central, por meio de uma área inicial de 25 mm x 25 mm. Ainda, a deformação equivalente média e o desvio padrão foram avaliados para cada uma das alturas de estampagem para a obtenção dos deslocamentos verticais do punção que propiciassem as deformações equivalentes desejadas. Na Figura 62 é mostrado, para os modos de deformação por tração uniaxial e expansão biaxial, o aspecto dos corpos de prova e os pares de deformação ε_1 e ε_2 encontrados. Verifica-se que as trajetórias de deformação obtidas para tração uniaxial ($\rho = -0,62$) e para expansão biaxial (estiramento biaxial simétrico, aproximadamente igual a 1) são bem similares às encontradas na simulação numérica.

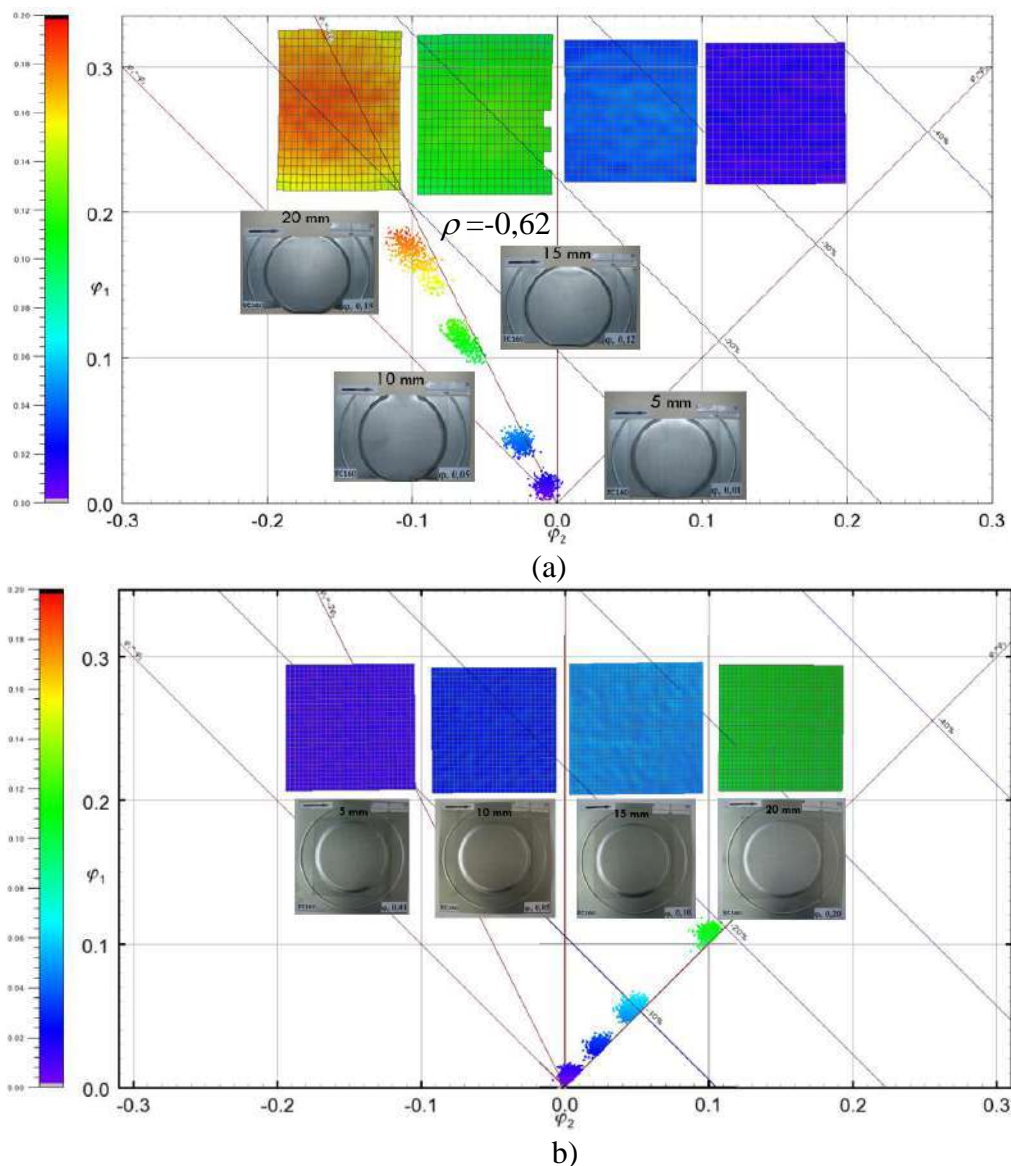


Figura 61 - Aspecto dos corpos de prova e pares de deformação ε_1 (φ_1) e ε_2 (φ_2) obtidos nos testes de pré-deformação por expansão biaxial pela técnica de Marciniak. φ_v é a deformação equivalente média. A seta indica a direção de laminação do material.

Como o material avaliado teve seu comportamento mecânico analisado por diferentes técnicas para a determinação da tensão e deformação (variação do modo de deformação, da base de medida e da técnica de medição – vídeo extensometria ou análise digital de imagens) fez-se necessário comprovar que a base de medida e a técnica de medição não tiveram influência significativa nos resultados de comportamento mecânico do aço avaliado. Para isso, corpos de prova de tração foram avaliados por vídeos extensômetro e pela técnica do AutoGrid® em diferentes quantidades de deformação. Cabe ressaltar que as deformações das curvas de encruamento em tração uniaxial foram determinadas a partir de uma base de medida de 80 mm e as dos corpos de prova estampados pela técnica de Marciniak a partir de base de medida em malha quadrada com 2,0 mm de lado pelo programa Autogrid®. Foram avaliadas a partir de corpos de prova de tração uniaxial com base de medida de 80 mm, em deformações progressivas por tração (2,5%, 5%, 10%, 15%, 20%, 25% e 30%) e pelo programa Autogrid®, figura 63. Percebe-se que houve uma ligeira diferença significativa nas trajetórias de deformação (Marciniak: $\rho = -0,62$ contra $\rho = -0,66$ por tração base de medida de 80 mm). Contudo, os valores de deformação médio avaliados pelo programa AutoGrid® foram similares aos realizados por tração uniaxial, mostrando, que a base de medida não teve influência para deformações. Em suma, apesar da ligeira diferença na trajetória de deformação, pode-se afirmar que a técnica de Marciniak foi capaz de reproduzir o modo de deformação por tração uniaxial.

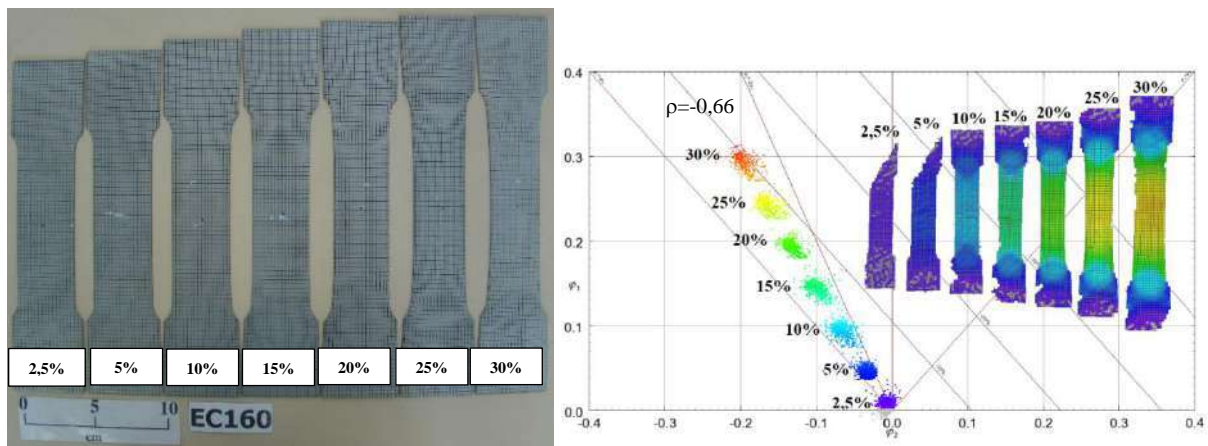


Figura 62 – Aspectos de corpos de tração uniaxial com base de medida de 80 mm deformados em 2,5%, 5%, 10%, 15%, 20%, 25% e 30%, além da avaliação das deformações utilizando a base de medida quadrada com lado de 2,0 mm pelo programa AutoGrid®.

Para avaliar o encruamento do aço EC160 avaliado pelos modos de pré-deformação, foram retiradas amostras para confecção de corpos de prova de tração *subsize* da norma ASTM A 370 (2007), com comprimentos dispostos de forma paralela à direção da pré-deformação que é coincidente com a direção de laminação. No intuito de determinar a tensão equivalente de von Mises, considerou-se comportamento isotrópico. Na Figura 64, os limites de escoamento avaliados nas diferentes condições de pré-deformação foram traçados

juntamente com as curvas de escoamento de seus respectivos modos de deformação. Nessa figura observa-se ainda uma curva ajustada aos pontos dos limites de escoamento, segundo a equação de encruamento de Swift (Equação 20). Verifica-se que os limites de escoamento se ajustam muito bem às curvas supracitadas, indicando assim que as pré-deformações realizadas reproduziram com boa precisão as trajetórias de pré-deformação por tração uniaxial e por expansão biaxial (estiramento biaxial simétrico).

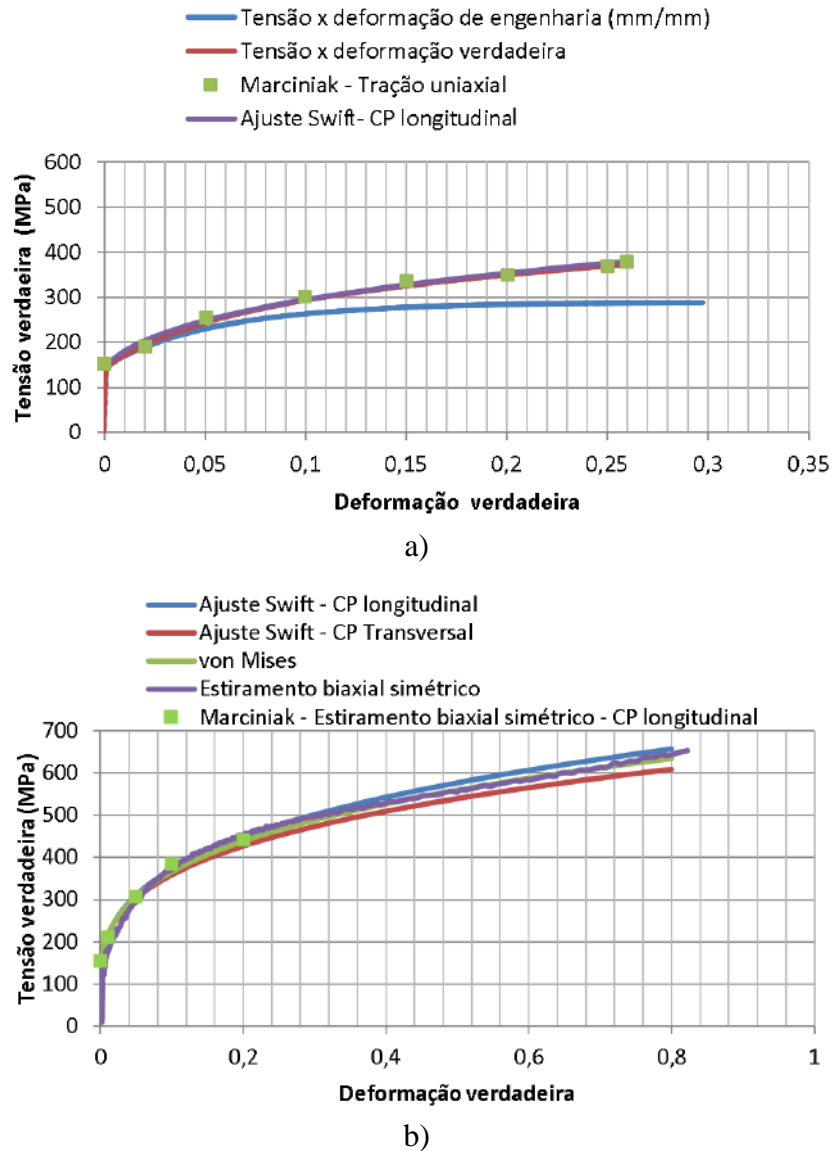


Figura 63 – Comprovação da eficácia do método de Marciniak para a pré-deformação dos corpos de prova a) por tração uniaxial e b) por expansão biaxial (estiramento biaxial simétrico).

4.2.3 Trabalho plástico

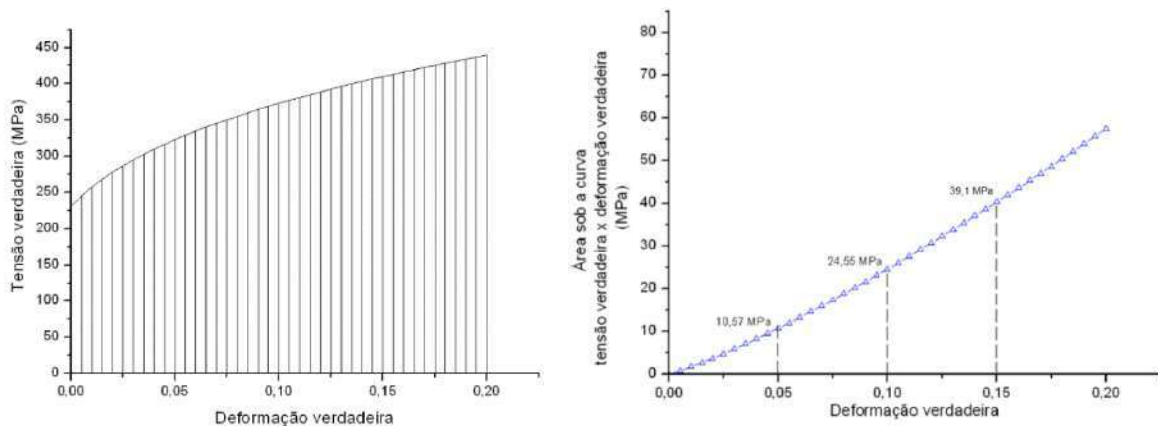
A quantidade de pré-deformação dos corpos de prova para determinação da CLC foi variada por meio do aumento da profundidade de estampagem de modo a reproduzir três níveis de deformação: 0,05; 0,10 e 0,15 em tração uniaxial. Os valores de deformação usados nos ensaios de expansão biaxial foram os que resultaram nos mesmos níveis de trabalho plástico

por unidade de volume (w^p) impostos no modo de pré-deformação por tração uniaxial. O mesmo nível de trabalho plástico, conhecido como contorno plástico definido por isovalores de trabalho plástico, possibilita comparar diferentes trajetórias lineares de deformação.

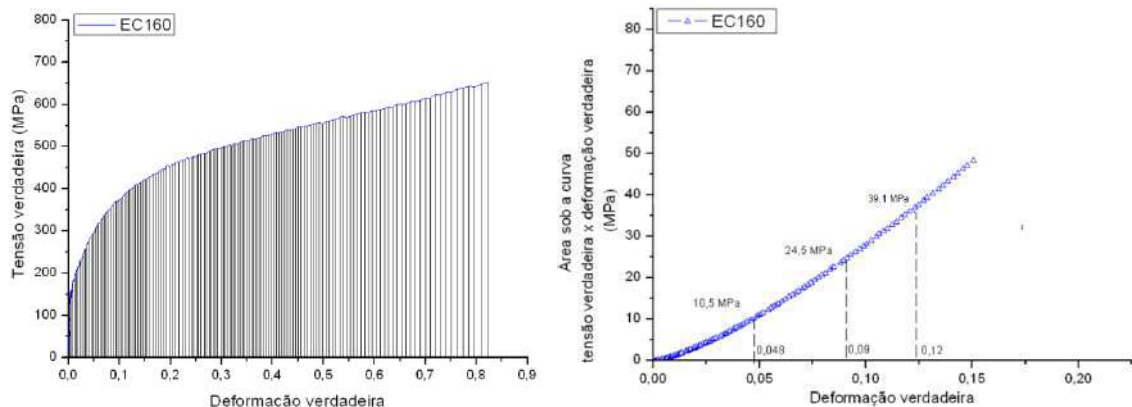
O trabalho plástico por unidade de volume, Equação 58, foi calculado por integração numérica das áreas sob as curvas de escoamento correspondentes aos modos de pré-deformação por tração uniaxial e expansão biaxial avaliadas, respectivamente, a partir dos ensaios de tração uniaxial na direção de laminação e expansão biaxial, ou seja:

$$w^p = \int_0^{\varepsilon^i} \sigma d\varepsilon^p \quad (58)$$

Como referência, utilizou-se as quantidades de deformação por tração uniaxial de 0,05, 0,10 e 0,15. Na Figura 65.a são mostradas a curva de escoamento e variação da área sob essa curva para o aço EC160, indicando os valores das áreas obtidas pelo modo de deformação por tração uniaxial para as quantidades de deformação de 0,05, 0,1 e 0,15. Na Figura 65.b podem ser vistas as curvas determinadas para a expansão biaxial, nas quais estão indicados os valores de deformações para a obtenção do mesmo nível de trabalho plástico imposto em tração uniaxial.



a) Tração uniaxial



b) Expansão biaxial

Figura 64 – Metodologia utilizada para a determinação do trabalho plástico durante as pré-deformações por tração uniaxial e expansão biaxial.

Na Tabela 12 são listadas as quantidades de deformação por expansão biaxial que geraram similares trabalhos plásticos nas estampagens realizadas pela técnica de Marciniak, sob tração uniaxial (quantidades de deformações de 0,05, 0,1 e 0,15).

Tabela 12 – Deformações empregadas nos ensaios de pré-deformação pela técnica de Marciniak que propiciaram o mesmo nível de trabalho plástico.

Modo de deformação	Deformação	Trabalho plástico (MPa)	Modo de deformação	Trabalho plástico (MPa)	Deformação
Tração uniaxial	0,05	10,55	Expansão biaxial	10,50	0,048
	0,10	24,57		24,50	0,09
	0,15	39,1		39,1	0,12

4.2.4 Determinação da altura de estampagem

A altura de estampagem foi determinada pela avaliação das deformações da superfície dos corpos de prova pelo Autogrid[®], após avanços do punção de 1 em 1 mm até 15 mm. Na Figura 66 são mostradas as evoluções das deformações equivalentes de von Mises durante o avanços do punção (altura de estampagem) nas pré-deformações por tração uniaxial e por estiramento biaxial simétrico. Após a estampagem dos esboços pela técnica de Marciniak foram retirados corpos de prova *sub size* da norma ASTM A 370 (2007) para garantia do atingimento das condições de pré-defomação previstas.

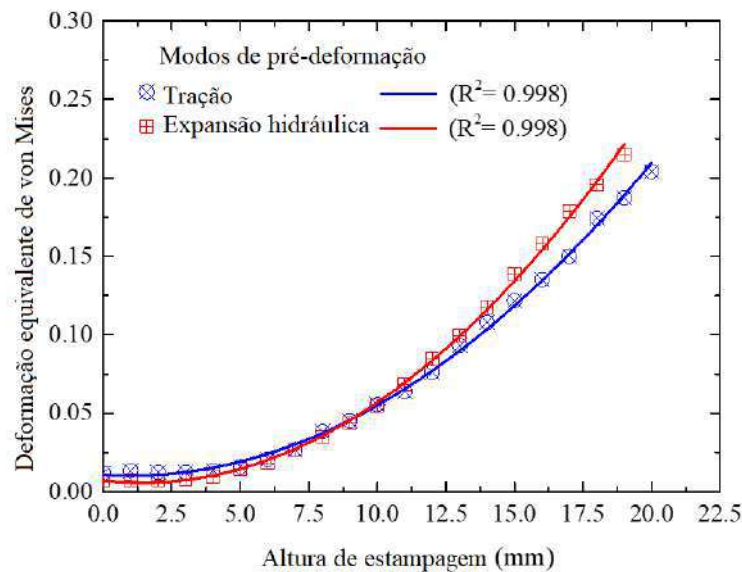


Figura 65 – Correlação da deformação equivalente de von Mises com a altura de estampagem nas pré-deformações por tração uniaxial e por estiramento biaxial simétrico.

4.3 Caracterização microestrutural e análise de textura cristalográfica

4.3.1 Microestrutura

Após pré-deformar as chapas, as amostras foram avaliadas por análise metalográfica convencional por microscopia óptica para a determinação do tamanho de grão ferrítico médio. Com essa avaliação visou-se avaliar alterações no tamanho ou na morfologia dos grãos em função dos níveis impostos nos modos de pré-deformação.

4.3.2 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

As amostras no estado como recebido e após pré-deformação foram avaliadas em um microscópio eletrônico de varredura por meio da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Nessa análise, visou-se avaliar em função da adoção de diferentes quantidades e trajetórias de deformação a evolução da microtextura cristalográfica. Um dos objetivos de avaliação de microtextura cristalográfica foi analisar quais as orientações preferenciais dos grãos e com que proporções estas se apresentam na chapa de aço EC160 em função do seu estado inicial e deformado. Com isso, os resultados dessa análise de microtextura cristalográfica foram considerados como uma determinação estatística das orientações preferenciais dos grãos que compõem o material submetido a diferentes condições. Tais orientações são obtidas por diferentes técnicas. Contudo, no presente estudo foram representadas na forma de funções de distribuição de orientação (*Orientation Distribution Function* - ODF). Nas funções de distribuição de orientação avaliadas para cada condição de pré-deformação, a característica a ser considerada é a distribuição de componentes da fibra gama (γ), também conhecida por fibra DN ou $\{111\}$. A fibra gama é caracterizada por apresentar grãos orientados preferencialmente com planos da família $\{111\}$ paralelo à superfície da chapa, ou seja, com a normal a esse plano situada de forma paralela à direção normal ao plano da chapa. Essa fibra é considerada benéfica para operações de estampagem profunda. As componentes dessa fibra foram extraídas da função de distribuição de orientação para o ângulo ϕ_2 igual a 45° , com Φ em torno de 55° ($54,7^\circ$) ao longo de ϕ_1 , conforme esquematizado na Figura 67. Na fibra γ há uma equivalência de orientações entre os ângulos de ϕ_1 igual a 0 e 60° (componentes da família $\{111\}\langle 110\rangle$, respectivamente, $(111)[1\bar{1}0]$ e $(111)[0\bar{1}1]$). Outra equivalência é entre os ângulos de ϕ_1 igual a 30 e 90° (componentes da família $\{111\}\langle 112\rangle$, respectivamente, $(111)[1\bar{2}1]$ e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$)

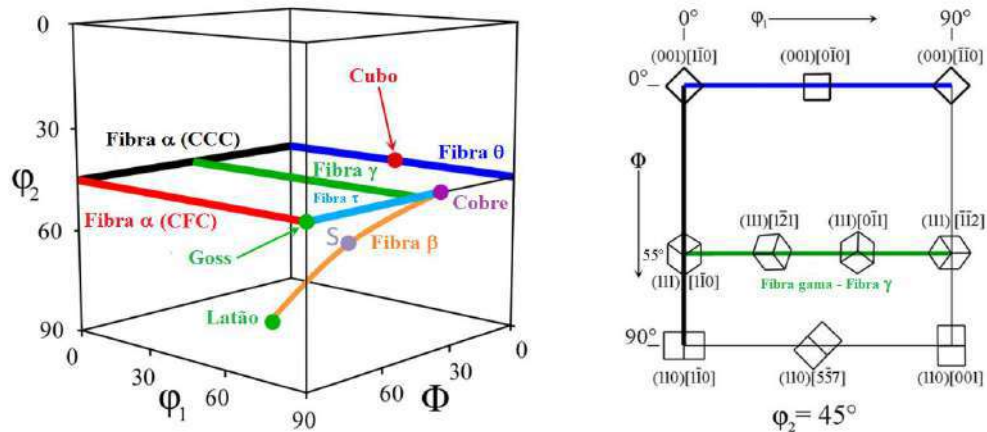


Figura 66 – Representação da Função de Distribuição de Orientação (*Orientation Distribution Function* - ODF), a) mostrando várias texturas de fibra que são relevantes em cristais CCC e CFC. b) representação no plano de $\phi_2 = 45^\circ$, detalhando a fibra gama (Fibra γ).

4.3.2.1 Preparação das amostras

As amostras nas diferentes condições de pré-deformação foram preparadas por meio de técnicas metalográficas convencionais de corte, lixamento e polimento. Para o lixamento e polimento utilizou-se de forma manual um disco de lixa/feltro com 250 mm de diâmetro com rotação de 150 rpm durante 3 minutos. Visando a remoção da região encruada decorrente da preparação foi realizado polimento de forma mecânica e semi-automática em politriz minimet por 4 horas, estando a amostra imersa em solução de sílica coloidal.

4.3.2.2 Análise via EBSD

As análises via EBSD foram realizadas em cooperação com a Universidade Federal do Rio Grande do Norte (UFRN) por meio do microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo de modelo Auriga 40, da marca Zeiss, utilizando detector de elétrons retroespalhados e-Flash 1000 da Bruker, dotado de dispositivo de contraste de densidade (BSE) e por orientação de grãos (FSE), diodo Argus. O programa utilizado para as análises foi o Bruker Esprit 2.1. Os parâmetros de aquisição de dados foram os seguintes:

- Inclinação da amostra a 70° em relação ao feixe;
- Ampliação de 1000 e 2000 vezes;
- Distância de trabalho de 14 mm;
- Tensão: 20 kV;

Foram avaliadas por EBSD mapas aos quais puderam ser extraídos parâmetros que são sensíveis a deformação do material devido à degradação do padrão de difração. Foram realizadas as seguintes determinações:

- Qualidade de imagem (*Image Quality, IQ*) – A qualidade de imagens podem ser avaliadas sob diferentes formas, conforme mostrado na Figura 68. O IQ pode ser utilizado qualitativamente para a avaliar o grau de deformação do material, Wardle (1994)* apud Castro (2008). Quanto maior a deformação do material, menor será o IQ obtido. Esse índice varia de 0 a 255 e está relacionado à resolução da câmera *ccd* utilizada para determinação dos padrões de difração.

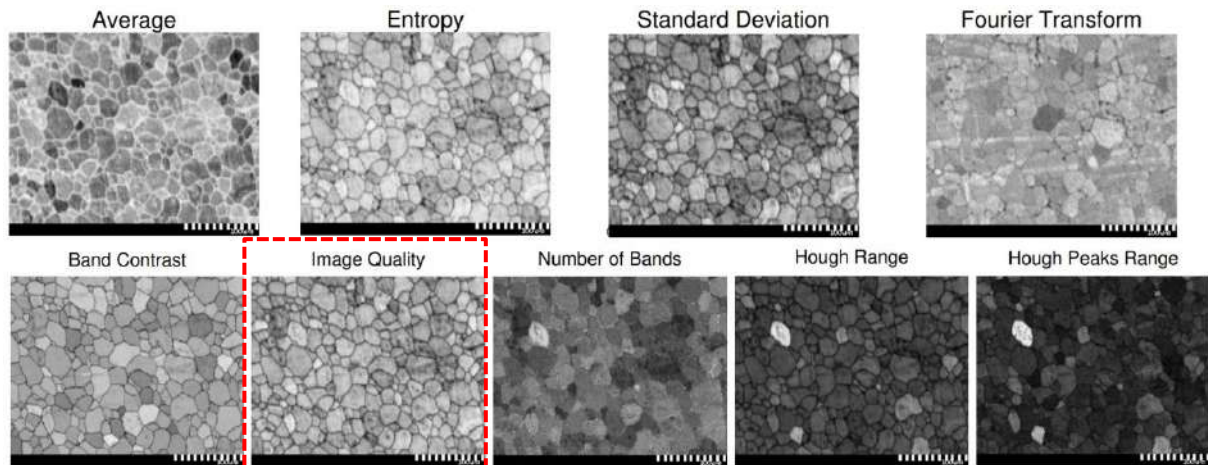


Figura 67 – Técnicas normalmente adotadas para a determinação do mapa de qualidade de imagens, sendo a adotada no presente trabalho a destacada com retângulo.

- Média de desorientação de Kernel - *Kernel Average Misorientation (KAM)*: refere-se ao ângulo médio de desorientação de um determinado ponto com todos os seus vizinhos (θ). Para o cálculo do KAM apenas os pixels vizinhos com um ângulo de desorientação menor que um limite, normalmente de ($\psi < 5^\circ$) são considerados no cálculo para não incluir desorientações devido a limites de grãos. O KAM é um bom indicador da desorientação local e, portanto, da densidade de discordâncias geometricamente necessárias (GND). Na Figura 69 é mostrada a relação de ângulos de um local (ponto 4) com seus vizinhos (1, 2, 3, 5, 6 e 7). Pelo fato dos pontos 1 e 3 estarem fora do grão (contorno de grão delimitado pela linha cheia em negrito, na qual apresentará um ângulo $\psi > 5^\circ$) não são levados em consideração na análise o KAM (equação mostrada na figura). A partir desses resultados individuais para cada ponto dentro do grão, faz-se um média e obtém-se o valor de KAM. Cabe ressaltar, que tamanho do passo de medição na análise de difração pode ter grande influência no valor θ . Esse passo de medição deve ser coerente com o comprimento característico das subestruturas intragranulares do material deformado.

* Wardle, S.T., Lin, L. S., Cetel, A. and Adams, B. L. - *Orientation Imaging Microscopy: Monitoring Residual Strees profiles in Single Crystals using an Image-Quality Parameter, IQ* – Proceedings of the 52nd Microscopy Society of America meetings, pp 680-681 (1994).

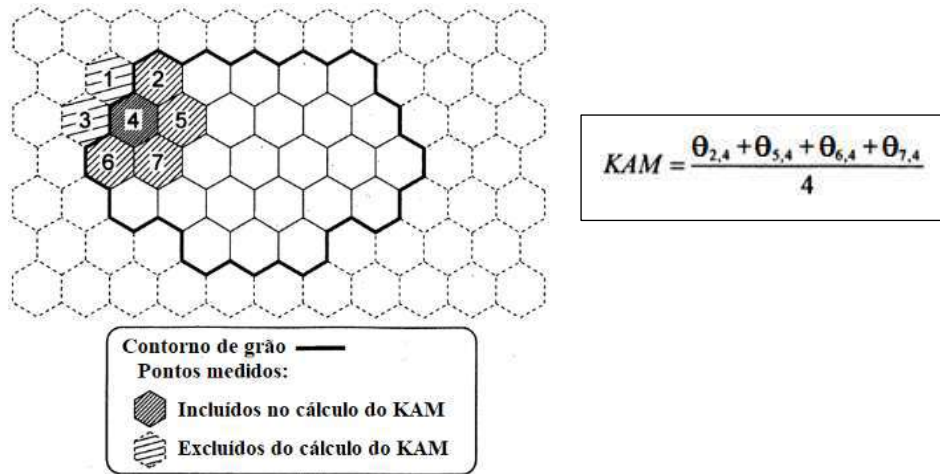


Figura 68 – Representação esquemática da metodologia adotada para a determinação do índice KAM, que se refere ao ângulo médio de desorientação (θ) de um determinado ponto com todos os seus vizinhos dentro do mesmo grão. Adaptado de Kimura *et al.* (2005).

- Desorientação média de grão – *Grain Average Misorientation* (GAM): refere-se ao valor médio da desorientação de pontos vizinhos dentro do mesmo grão. A Figura 70 representa de forma esquemática uma pequena faixa identificada de desorientações, na qual θ^A é o ângulo que denota a interface (A) entre pontos dentro do grão. Como existem m limites nos grãos de cristal, o valor de GAM é dado pela média das desorientações de pontos desse cristal.

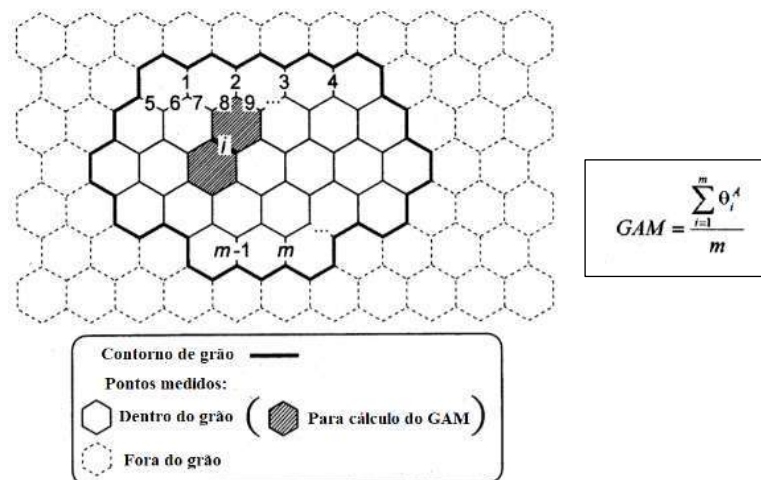


Figura 69 – Representação esquemática da metodologia adotada para a determinação do índice GAM, que se refere ao valor médio da desorientação de pontos vizinhos dentro do mesmo grão. Adaptado de Kimura *et al.* (2005).

4.3.3 Difração de elétrons transmitidos (*t*-EBSD)

Em cooperações com a Universidade Federal do Rio Grande do Norte (UFRN) e com o Instituto Nacional de Metrologia, Qualidade e Tecnologia (INMETRO) foram realizadas microanálises de difração de elétrons retroespalhados transmitidos (*Transmission Electron Backscatter Diffraction* – *t*-EBSD) para geração de padrões de Kikuchi.

4.3.3.1 Preparação das amostras

As amostras para análise via *t*-EBSD foram preparadas pela técnica de microscopia de Feixe de Íons Focados (*Focused Ion Beam Microscopy* – FIB), por usinagem iônica controlada com precisão nanométrica. O equipamento utilizado no Inmetro foi o Hélios 650 da FEI. Para a remoção da amostra de *t*-EBSD, a primeira etapa consistiu na deposição de vapor químico de platina assistido por feixe de íons na superfície do material no local de retirada da amostra (Figura 71.a). A espessura e comprimento da camada de platina foi, respectivamente, 2 μm e 15 μm . Após essa etapa, o feixe de íons focado permitiu a fresagem de duas cavidades adjacentes à região de tirada da amostra (Figura 71.b). As cavidades foram feitas de forma que a amostra ficasse com a parede cônica e com profundidade de cerca 20 μm . As amostras foram afinadas até apresentarem espessura máxima de 150 nm. A próxima etapa de preparação das amostras foi a soldagem do dispositivo extrator de amostra, a partir da região de patina depositada sob a superfície da amostra (Figura 71.c). Após a soldagem e fresagem das regiões que fixavam a amostra, esta foi retirada cuidadosamente da cavidade pelo extrator (Figura 71.d) e soldada a um porta amostra (Figuras 71.e). Na Figura 71.f, a amostra pode ser vista soldada ao extrator de amostra. O tempo de preparação de cada amostra via FIB girou em torno de 5 horas. Todas as condições de pré-deformação analisadas foram avaliadas via FIB.

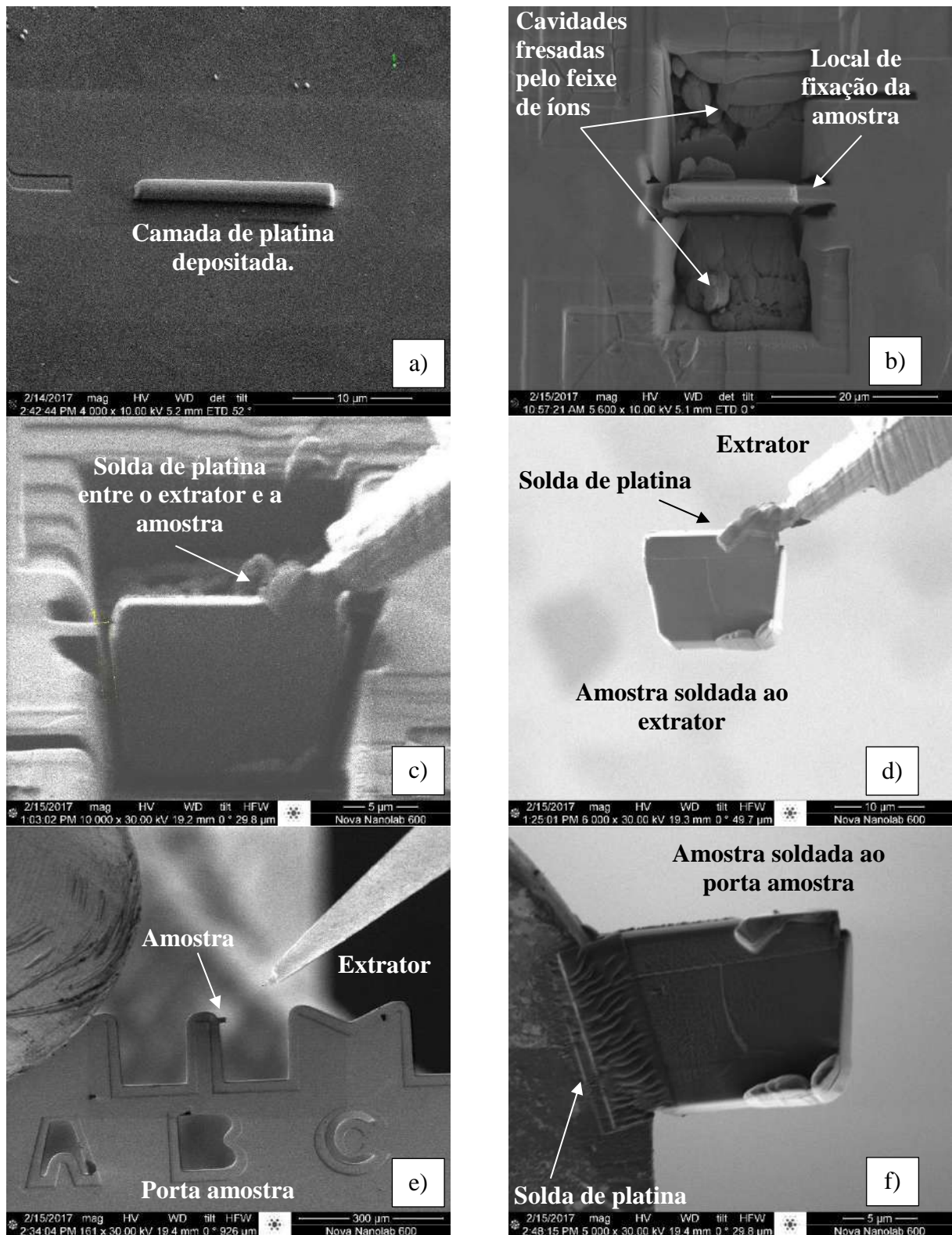


Figura 70 – Etapas adotadas para a preparação das amostras para análise via *t*-EBSD e por microscopia eletrônica de transmissão (MET).

4.3.3.2 Análises via *t*-EBSD

As análises via *t*-EBSD foram realizadas tanto no INMETRO quanto na UFRN. No INMETRO as amostras foram avaliadas em um microscópio *Dual Beam*, na qual os feixes de elétrons e íons se cruzam em um ângulo de 52° em um ponto coincidente próximo à superfície

da amostra, permitindo imagens de MEV de alta resolução e imediatas na superfície fresada por FIB. Na UFRN foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura por emissão de campo de modelo Auriga 40, da marca Zeiss, utilizando detector de elétrons retroespalhados e-Flash da Bruker. Ainda, na UFRN foi realizada a variação das condições operacionais de análise visando encontrar a melhor configuração em termos de distância de trabalho (*Work Distance - WD*) e ângulo de inclinação da amostra em relação ao eixo do feixe de elétrons. O ajuste de condições de processo foi feito a partir da amostra deformada por tração uniaxial com 10% de deformação, devido ser um modo de deformação consolidado em literatura, sendo que o arranjo celular de discordância esperado é formado por subestruturas celulares de discordâncias na forma de tijolos. A quantidade de deformação de 10% foi a escolhida, por ser a intermediária adotada no estudo. Foram variados três níveis de distância de trabalho (3, 5 e 7 mm) e de inclinação da amostra (10, 20 e 30°).

4.3.3.3 Análises por microscopia eletrônica de transmissão (MET)

Para a avaliação da eficácia das análises via *t*-EBSD para a identificação de estrutura de discordâncias geradas em função do modo de pré-deformação, foram realizadas análises por microscopia eletrônica de transmissão (MET). Essas análises por MET foram realizadas no INMETRO por meio do equipamento Tecnai Spirit (FEI) utilizando uma tensão de 120 kV. Para a comparação adotou-se a amostra deformada com intensidade de 9% por expansão biaxial simétrica. Essa escolha deveu-se a ser uma quantidade de deformação intermediária por solicitação trativa biaxial, tendo a expectativa assim de ter a geração de uma maior quantidade de estrutura celular em relação à solicitação uniaxial.

4.4 Efeito da trajetória de deformação na Curva Limite de Conformação

4.4.1 Curva Limite de Conformação: Trajetórias bilineares

O método utilizado para a determinação da Curva Limite de Conformação do aço EC160 após cada modo de pré-deformação foi o mesmo utilizado para obter a CLC sob trajetórias lineares, ou seja, Nakajima modificado na condição de estrição. A única diferença entre os ensaios lineares e bilineares é quanto a dimensão do diâmetro dos corpos de prova, que na condição para a CLC linear o maior diâmetro foi de 220 mm e para as condições após pré-deformações foi de 180 mm, Figura 72. Como o diâmetro do *stretch bead* do ferramental Nakajima é de 180 mm, essa diminuição do diâmetro do esboço não propiciou nenhum tipo de anormalidade no ensaio.

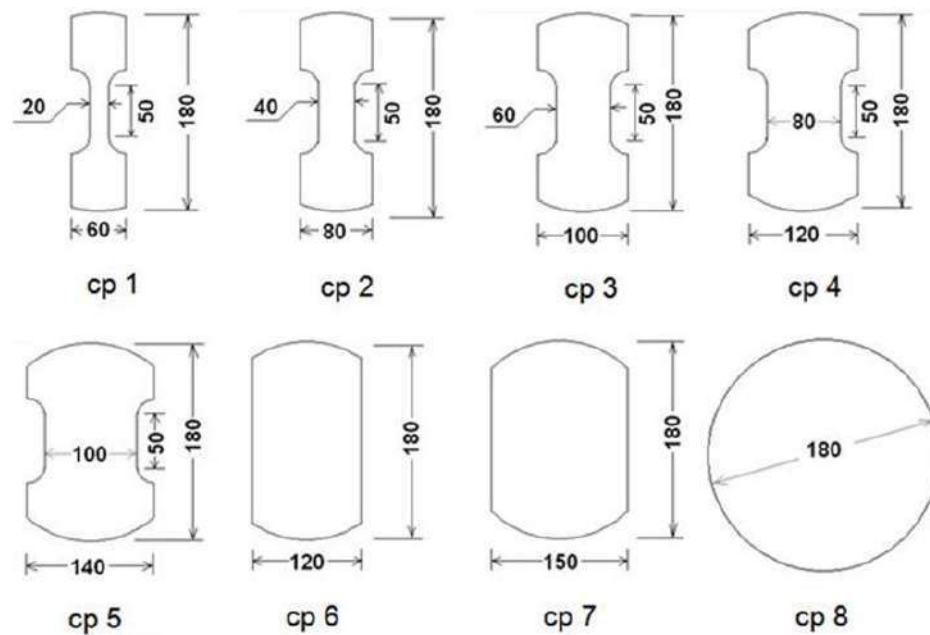


Figura 71 - Representação esquemática dos corpos de prova utilizados na determinação da CLC das amostras pré-deformadas em trajetória bilinear, segundo a metodologia de Nakajima Modificado. Unidades apresentadas em mm.

Assim como para CLC obtida em trajetória linear, as determinadas em trajetórias compostas foram determinadas pelas técnicas de Hecker e de Bragard e representadas em deformação verdadeira.

4.4.2 Trajetórias lineares e bilineares no espaço de tensões

A partir das Curvas Limite de Conformação descritas em deformação determinadas em trajetórias simples e compostas foram estabelecidos os Diagramas de Tensões Limite de Conformação (DTLC), utilizando para isso os critérios de plasticidade de von Mises e Hill (1948). Para avaliação do efeito de relações de encruamento isotrópico nas tensões do DTLC foram avaliadas as equações de Hockett/Sheby e de Swift-Hockett/Sherby que exibiram melhores ajustes nas curvas de encruamento sob tração uniaxial, conforme discutido anteriormente. Os parâmetros das equações de encruamento isotrópico de Hockett/Sheby (σ_s , σ_l , a , e p) e de Swift-Hockett/Sherby (α , k , ε_0 , n , σ_s , σ_l , a , e p) foram determinados a partir de ajustes da região plástica de curvas de tração uniaxial (direção longitudinal à direção de laminação). Na Figura 73 são apresentados fluxogramas mostrando as metodologias adotadas para a determinação do DTLC. Na função de tensão equivalente representada por $\bar{\sigma} f(\bar{\varepsilon}_p)$ foram utilizados as equações de encruamento de Hollomon, de Swift, de Hockett/Sheby e de Swift-Hockett/Sherby (para ambos os critérios de plasticidade avaliados). Para se ter referência do escoamento inicial do material, superfícies de escoamento determinados segundo os critérios de escoamento de von Mises e de Hill (1948) foram apresentadas junto aos DTLC.

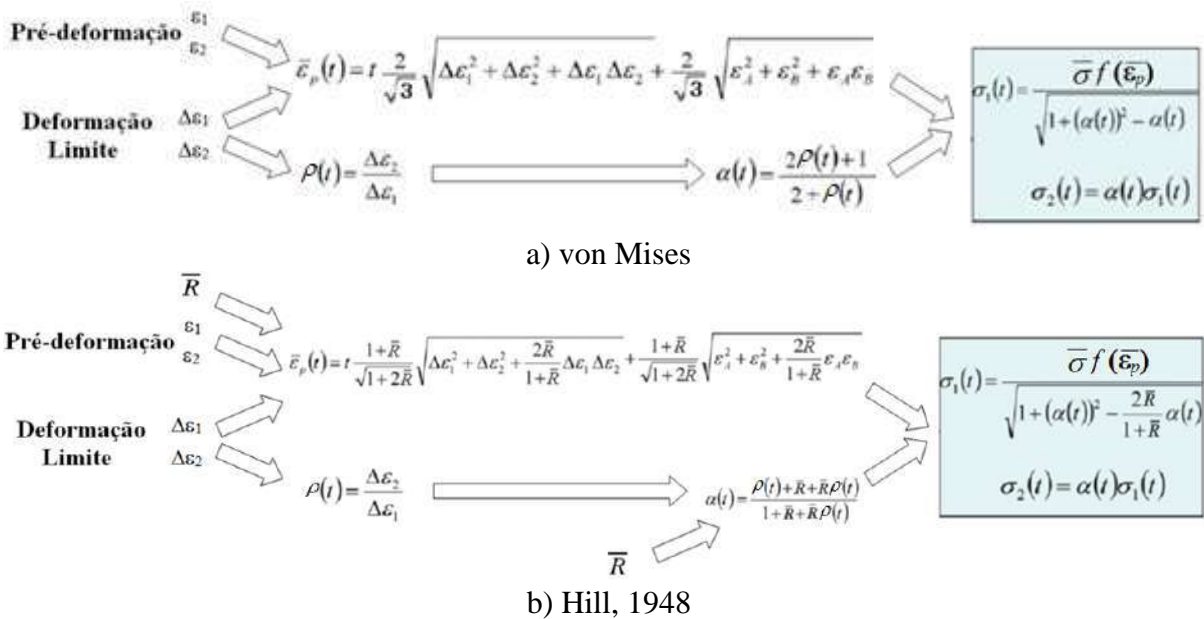


Figura 72 - Fluxograma mostrando a metodologia adotada para a determinação do DTLC pelos critérios de a) von Mises e de b) Hill (1948).

4.4.3 Trajetórias lineares e bilineares em coordenadas polares

Da mesma forma do que no caso das Curvas Limites de Conformação descritas em tensão, às determinadas por Deformação Plástica Equivalente (CLC_{DPE}) foram determinadas em trajetórias simples e compostas a partir das Curvas Limites de Conformação descritas em deformação. A representação em coordenadas polares da CLC é que as tornam possíveis de ser dispostas no plano. Um fluxograma mostrando a metodologia adotada para a determinação da CLC em DPE é mostrado na Figura 74.

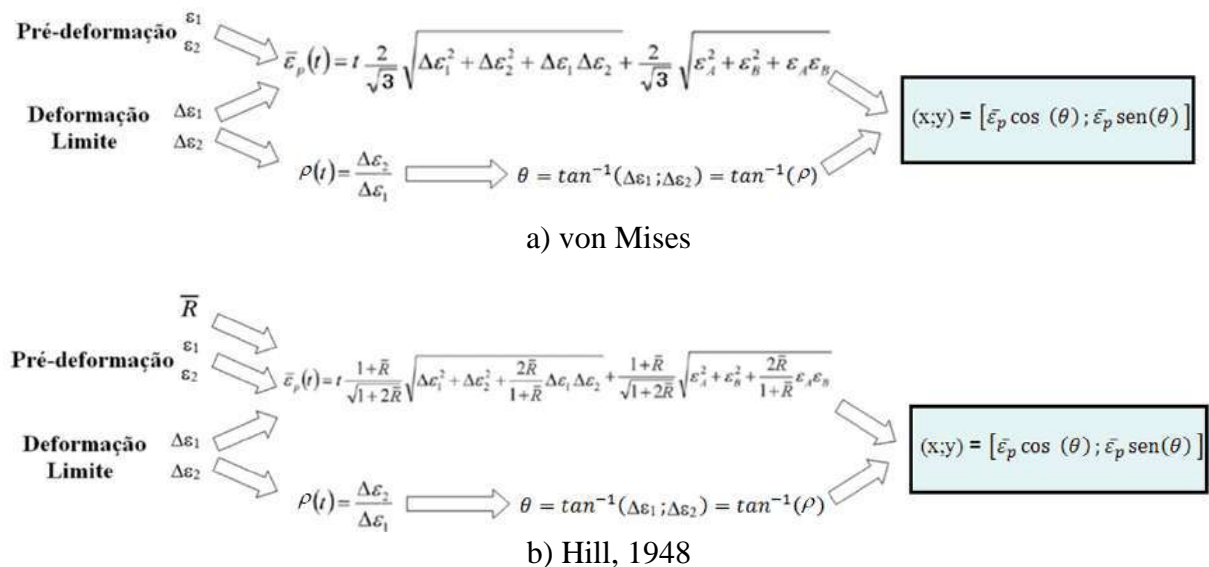


Figura 73 - Fluxograma mostrando a metodologia adotada para a determinação do DPE pelos critérios de a) von Mises e b) de Hill (1948).

5. Resultados e Discussão

Neste capítulo, inicialmente, são exploradas caracterizações mecânicas, microestruturais e textura cristalográfica de uma chapa do aço EC160 avaliado em função das diferentes condições de pré-deformação propostas no presente trabalho. Posteriormente, como foco principal, é discutido o efeito da trajetória de deformação na determinação de curvas limite de conformação representadas em diferentes espaços (deformação, tensão e deformação plástica equivalente).

5.1 Comportamento Plástico

5.1.1 Tração uniaxial

As propriedades mecânicas do aço EC160 avaliadas por tração uniaxial a partir de corpos de prova tipo 2 da norma EN 10.002-1 estão listadas na Tabela 13. O aço avaliado exibe propriedades mecânicas em tração que atendem a especificações de todas as montadoras automotivas no que tange a graus de aço voltados para estampagem.

Tabela 13 - Propriedades mecânicas em tração uniaxial do aço EC160 avaliado.

Identificação	Orientação ^I	LE (MPa)	LR (MPa)	Al _{uniforme} ^{II} (%)	Al _{total} ^{III} (%)	R _{20%} ^{IV}	n _{10%-eu} ^V	$\bar{R}_{20\%}$ ^{VI}
EC160	90°	158	289	22,9	44,6	2,76	0,24	2,32
	45°	160	293	23,1	45,7	2,24	0,24	
	0°	154	291	23,8	46,4	2,04	0,25	

I) Orientação do comprimento do corpo de prova de tração em relação à direção de laminação;

II) e III) Alongamentos uniforme e total, respectivamente, avaliados na base de medida de 80 mm;

IV) Coeficiente de anisotropia linear de Lankford ($R_{20\%}$) determinado com uma deformação de engenharia na direção do comprimento dos corpos de prova de 20%;

V) Expoente de encruamento ($n_{10\%-eu}$), avaliado entre as deformações de engenharia de 10% e a deformação de engenharia do alongamento uniforme (e_u);

VI) Coeficiente de anisotropia normal de Lankford, $\bar{R}_{20\%}$, avaliada segundo Equação 11.

A partir das propriedades mecânicas determinadas, pode-se afirmar que o material avaliado exibe elevada ductilidade, tanto em termos de alongamento uniforme, quanto em termos da capacidade de sofrer embutimento (alto valor do coeficiente de anisotropia de Lankford) e estiramento (elevado valor do expoente de encruamento). Como era de se esperar, o valor do alongamento uniforme, em valores decimais, se aproximou bastante do expoente de encruamento $n_{10\%-eu}$. Na Figura 75 faz-se uma comparação entre as curvas de encruamento apresentadas tendo como referência as deformações de engenharia e verdadeira. Essa comparação se faz necessária, pois dependendo da localização da montadora automotiva, informações sobre o comportamento de material é expresso somente em tensão e deformação de engenharia (destacam-se as montadoras norte americanas, que utilizam curvas de encruamento e CLC nessa condição). Como para grandes deformações ocorrem diferenças consideráveis entre as condições de engenharia e verdadeira (destacado pelas diferenças de tensão e deformação no início da instabilidade plástica), para se evitar erros de interpretação deve-se conhecer a filosofia adotada pela montadora automotiva a que se destinar as curvas de encruamento e limite de conformação. Para fins de comparação a parte não uniforme da curva verdadeira foi apresentada na figura, apesar de que não fazer sentido físico.

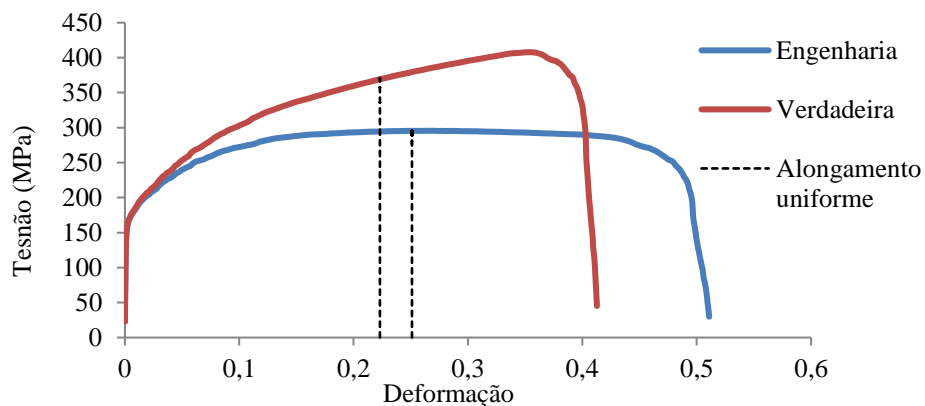


Figura 74 - Curvas de encruamento expressas em condição de tensão e deformação de engenharia e verdadeira, destacando diferenças de tensão e deformação no início da instabilidade plástica. A continuação da curva verdadeira após alongamento uniforme foi utilizada somente como comparação com a curva de engenharia.

Na figura 76 são mostradas curvas tensão verdadeira versus deformação verdadeira do aço avaliado, obtidas a partir de corpos de prova orientados com comprimento disposto de forma longitudinal (0°), 45° e transversal (90°) à direção de laminação.

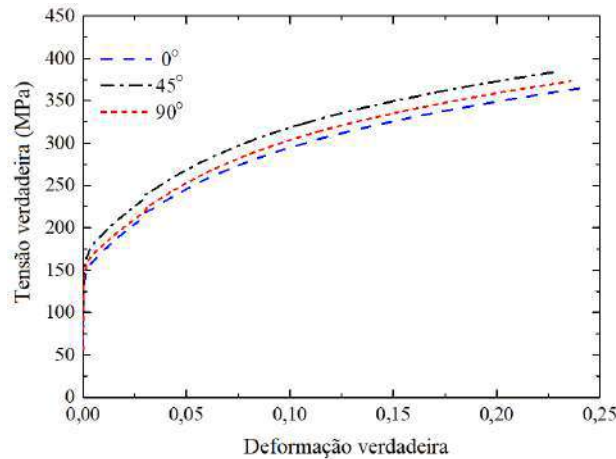


Figura 75 - Comportamento à tração uniaxial da chapa de aço EC160 em função da orientação do comprimento do corpo de prova em relação à direção de laminação.

Na figura 77 são mostradas comparações de alongamentos uniforme e total, destacando o efeito da alteração da dimensão dos corpos de prova de tração uniaxial. Conforme era de se esperar, verifica-se que a alteração da base de medida resultou em mudança do valor do alongamento total (menores Bases de Medida ou BM acarretaram em maiores alongamentos totais, respeitando a lei de Barba), deixando o alongamento uniforme praticamente inalterado. Rodrigues e Martins (2005). Como a avaliação das pré-deformações no plano no presente trabalho se deu somente dentro da região uniforme, pode-se afirmar que podem ser consideradas válidas as avaliações feitas para a determinação, a partir de corpos de prova com diferentes bases de medida, das condições de encruamento nas diferentes trajetórias.

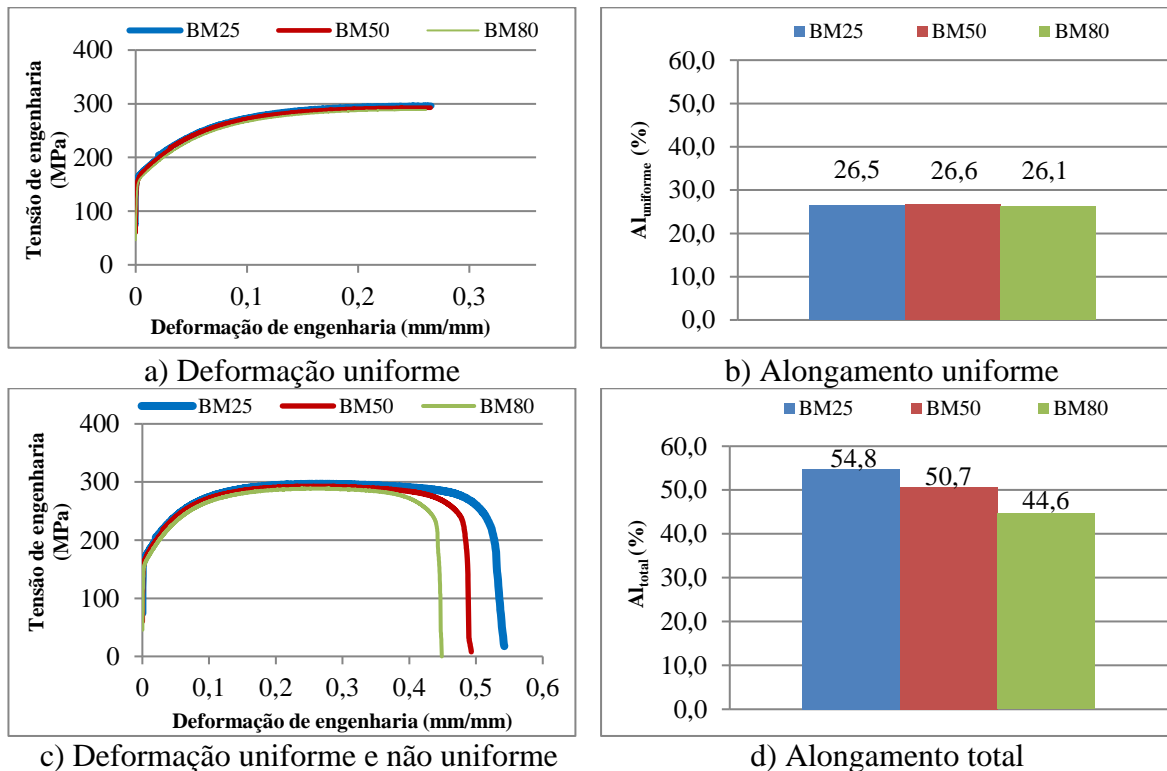


Figura 76 – Comparações de alongamentos uniforme (a e b) e total (c e d) de um aço EC160, destacando o efeito da alteração da base de medida (25, 50 e 80 mm).

A variação do coeficiente de anisotropia linear de Lankford (R) com a deformação por tração uniaxial é mostrada na Figura 78, a partir de corpos de prova orientados com comprimento dispostos a 90°, a 45° e a 0° em relação à direção de laminação. Nota-se que houve uma pequena variação desse coeficiente com a deformação, indicando assim que para os níveis de deformação por tração uniaxial adotados no presente estudo, espera-se um mesmo valor dessa propriedade. Os valores de R ao longo da deformação são úteis para a avaliação da evolução da superfície de escoamento devido às diferentes condições de pré-deformação.

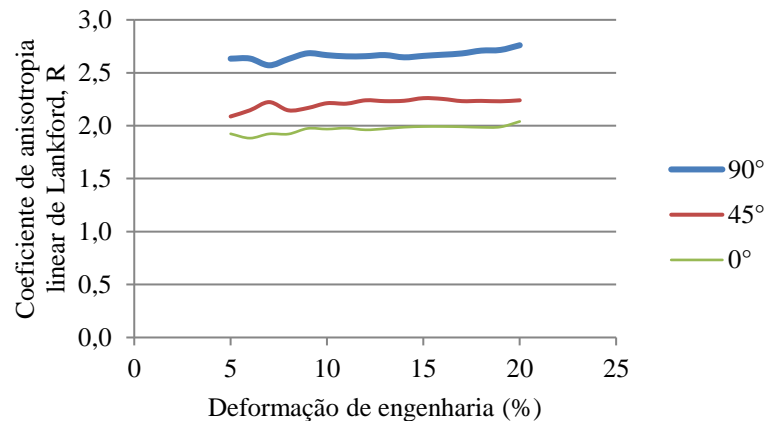


Figura 77 – Variação do coeficiente de anisotropia linear de Lankford (R) em função da deformação de engenharia na direção do comprimento do corpo de prova (Orientações dos corpos de prova de tração: 90°, 45° e 0° em relação à direção de laminação).

A variação do expoente de encruamento da equação de Hollomon (n), com a deformação de corpos de prova orientados a 90°, a 45° e a 0° em relação à direção de laminação é mostrada na Figura 79. Verifica-se que o valor do n instantâneo do material sofre um forte aumento nos instantes iniciais de deformação verdadeiras, apresentado valor máximo entre as deformações de 0,05 até cerca de 0,15. Indicando assim que nas quantidades de deformação avaliadas no presente estudo, a capacidade do aço em distribuir deformação atrasando ao máximo a ocorrência de estricção é elevada.

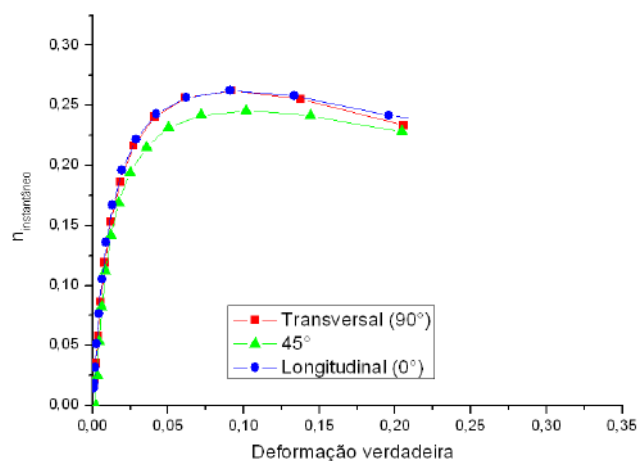


Figura 78 – Variação do expoente de encruamento (n) em função da deformação verdadeira de corpos de prova orientados a 90°, a 45° e a 0° em relação à direção de laminação.

5.1.2 Expansão biaxial

Como trata-se de uma metodologia pouco usual para a determinação da curva de encruamento de materiais, alguns dos parâmetros necessários para o cálculo da tensão e deformação equivalente foram avaliados de forma independente e são apresentados na Figura 80. Nessa avaliação, verifica-se que houve uma redução progressiva na espessura no domo dos corpos de prova (Figura 80.a), aliada a um aumento da pressão até a altura de estampagem de 20 mm (Figura 80.b) e a uma queda inicialmente brusca e depois mais suave do raio de curvatura do domo (Figura 80.c). Todos esses comportamentos eram esperados e resultaram valores pontuais de tensão x deformação com razoável ajuste na curva obtida pela técnica de medição por correlação de imagens digitais adotada (sistema ViaLux, com o programa AutoGrid), Figura 80.d.

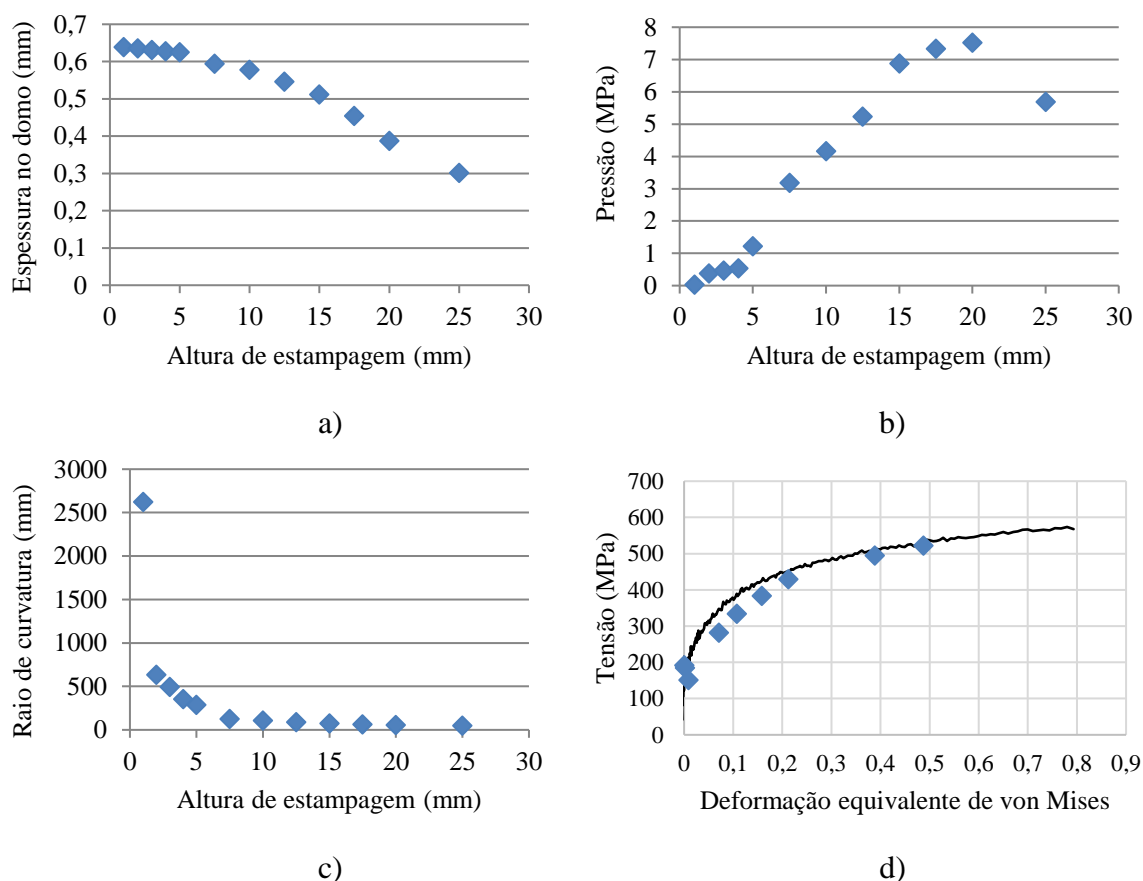


Figura 79 – Avaliação confirmatória da eficácia da determinação pelo sistema de correlação de imagens (ViaLux) em determinar a curva de encruamento sob expansão biaxial.

As curvas de escoamento de corpos de prova do aço EC160 (0,65 mm) avaliado por estiramento biaxial simétrico são mostradas na Figura 81. Nota-se que os ensaios exibiram boa repetibilidade e as curvas sob estiramento biaxial simétrico, conforme esperado, exibiram uma maior quantidade de deformação equivalente total ($\epsilon \approx 0,81$) do que a obtida por tração uniaxial ($\epsilon \approx 0,46$). Em relação ao critério de instabilidade plástica em estiramento biaxial simétrico,

tendo como referência a Equação 56 e atribuindo valor de $n = 0,25$, teve com valor a deformação equivalente de 0,545. Com isso, pode-se afirmar sob estiramento biaxial simétrico conseguiu-se uma deformação uniforme maior do que o dobro da obtida por tração uniaxial (0,26).

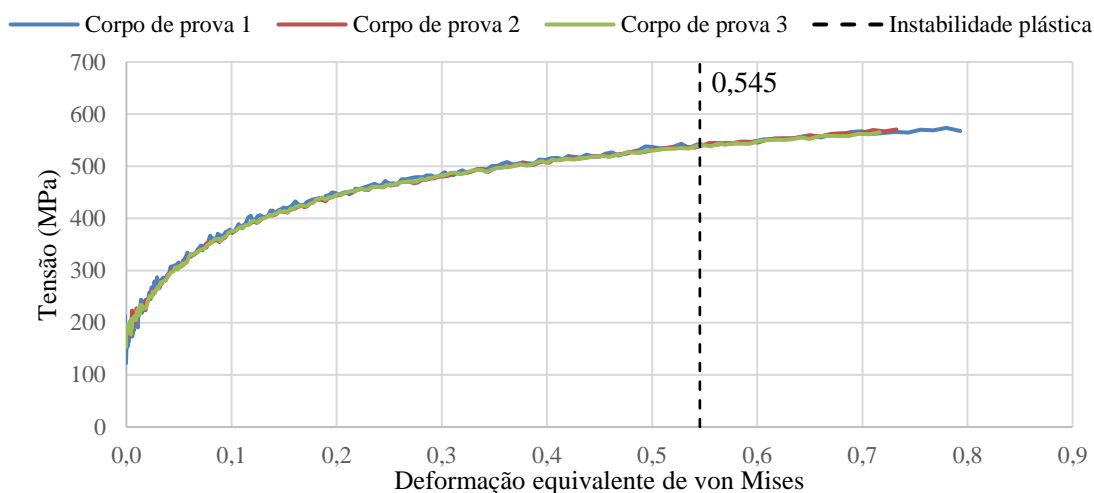


Figura 80 – Curvas de encruamento obtidas por expansão biaxial.

Comparando as curvas de encruamento, vistas na Figura 82, obtidas por tração e por expansão biaxial dentro do campo considerado como uniforme, percebe-se que para uma mesma deformação equivalente, a condição que resulta em estiramento biaxial simétrico exibe maior trabalho plástico. Uma provável explicação para esse maior encruamento, em deformações sob estiramento biaxial simétrico, é que o material nesse caso é solicitado em dois eixos, o que ativa um número maior de sistemas de deslizamento. Com isso, haverá uma maior geração de discordâncias que, ao se moverem, concorrerão pelos sistemas de deslizamento ativos, propiciarão uma maior restrição da mobilidade, acarretando assim, em um maior encruamento do material (Dieter, 1980). Na Figura 82 observa-se também a passagem de dados de expansão biaxial para tração uniaxial, utilizando a Equação 57. Nota-se que para pequenas deformações, inferiores a 10%, a passagem de dados não resultou em bom ajuste. Contudo, após essa quantidade de deformação a passagem de dados foi bastante equivalente. Essa diferenciação pode estar atrelada ao critério de escoamento de von Mises que não considera fatores de anisotropia plástica para a previsão do comportamento plástico. Na Figura 83 nota-se que fazendo a passagem de dados pelo critério de escoamento Hill (1948), o acoplamento entre as curvas ficou bem melhor ajustado.

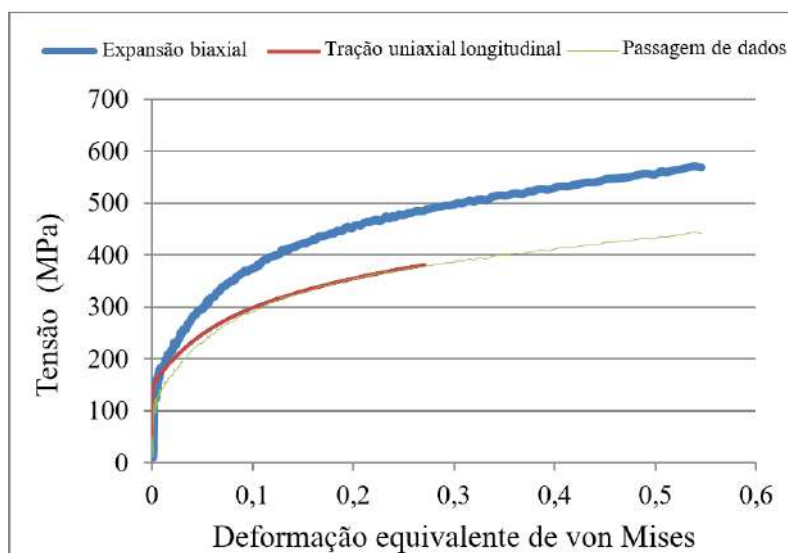


Figura 81 – Curvas de encruamento por tração uniaxial (direção longitudinal), por expansão biaxial do aço EC160 e passagem de dados de expansão biaxial para tração uniaxial, utilizando o critério de escoamento de von Mises.

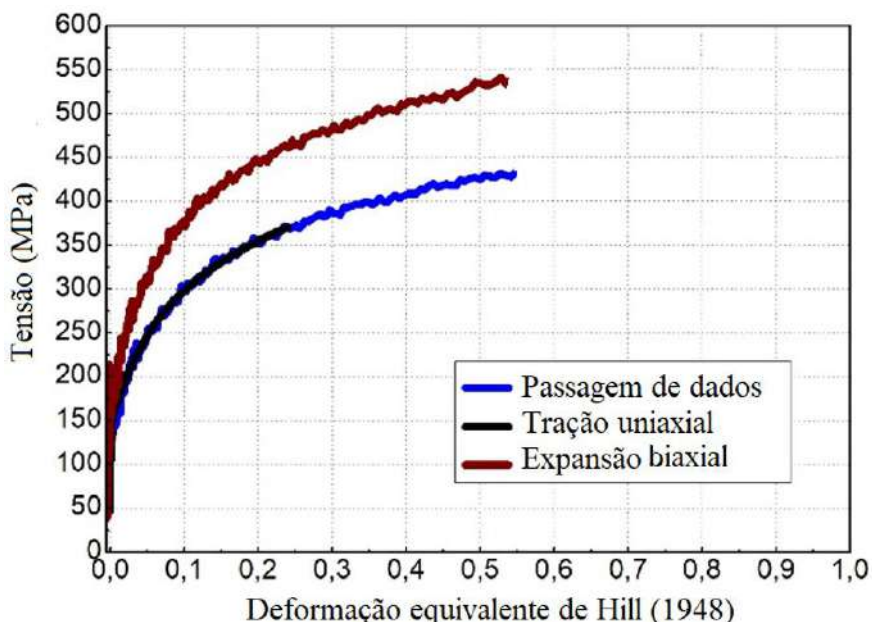


Figura 82 – Curvas de encruamento por tração uniaxial (direção longitudinal), por expansão biaxial do aço EC160 e passagem de dados de expansão biaxial para tração uniaxial, utilizando o critério de escoamento de Hill (1948).

O coeficiente de anisotropia biaxial foi determinado conforme Equação 44, expresso pela razão entre a maior e menor deformação principal na superfície da chapa. Na Figura 84 é mostrada essa relação na qual o coeficiente angular de ajuste linear representa o coeficiente de anisotropia plástica biaxial R_b do aço EC160. Considerando o valor médio para os três corpos de prova avaliados entre as deformações de 0,02 e a considerada com o início da instabilidade plástica (0,545) tem-se $R_b = 1,003$.

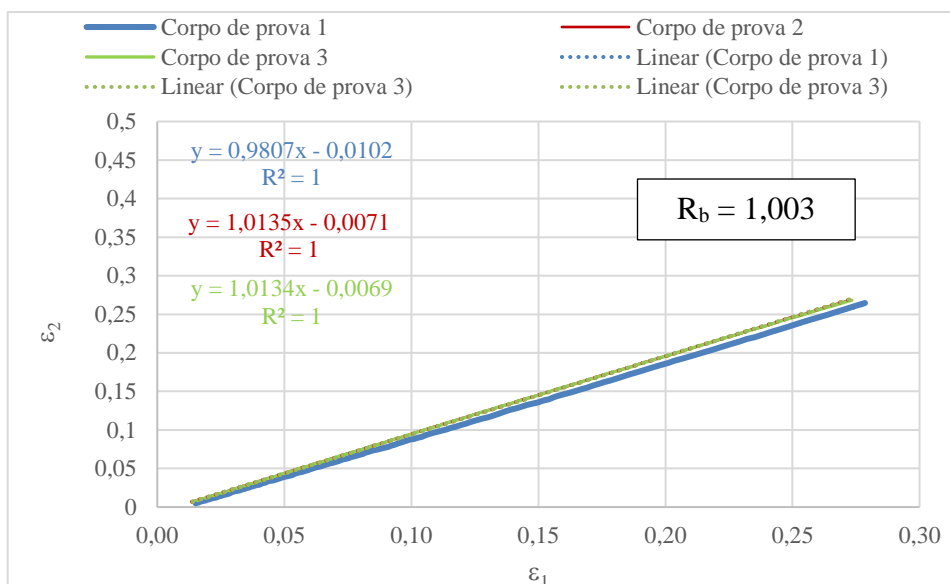


Figura 83 – Determinação do valor de R_b para o aço EC160 avaliado entre as deformações de 0,02 e a considerada com de início da instabilidade plástica (0,545).

5.1.3 Modos de pré-deformação

As curvas de encruamento do material na condição como recebido sob tração uniaxial e sob estiramento biaxial simétrico são plotadas na Figura 85, juntamente com as curvas obtidas em ensaios de tração após pré-deformações (a partir de corpo de prova *subsize* da norma ASTM A 370 (2007)). Percebe-se que as deformações obtidas nas pré-deformações são equivalentes às encontradas nas respectivas curvas de encruamento, comprovando assim que as pré-deformações reproduziram as quantidades de deformação desejadas.

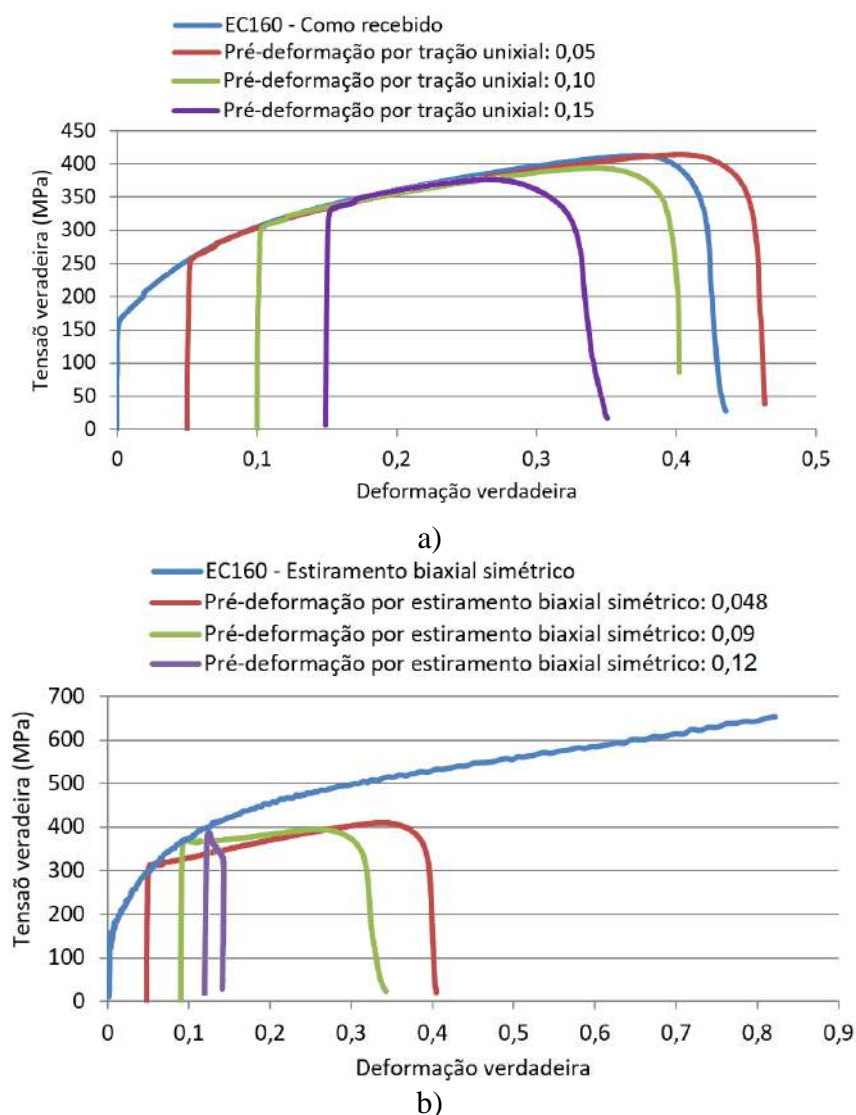


Figura 84 – Curvas de encruamento sob os modos de deformação a) por tração uniaxial e b) por estiramento biaxial simétrico do material na condição como recebido e após as pré-deformações pela técnica de Marciniak.

5.2 Descrição do comportamento Plástico

Para a determinação da Curvas Limite de Conformação representada no espaço das tensões principais, o comportamento plástico do aço EC160 sob tração uniaxial foi descrito por meio de equações de encruamento, conforme mostrado na Figura 86. As Tabelas 14 e 15 apresentam, respectivamente, os valores das constantes das equações de encruamento calculados pelos ajustes aos dados experimentais e os valores do coeficiente de determinação, bem como o desvio padrão médio dos resíduos percentuais. Visou-se determinar qual seria a equação que acarretaria menor resíduo percentual (rmsrp) e maior coeficiente de determinação (R^2). De um modo geral, pode-se afirmar que as equações de encruamento foram bem ajustadas aos dados experimentais, Figura 86.a. As maiores diferenças foram observadas nos instantes iniciais e finais das curvas. As regiões iniciais e finais das curvas ajustadas são mostradas em detalhe, respectivamente, nas Figuras 86.b e 86.c. Verifica-se na figura 86.d que, extrapolando

as curvas ajustadas para grandes quantidades de deformação em tração uniaxial, ocorre uma discrepância muito grande de comportamento dependendo da equação adotada. A equação que apresentou melhor aproximação para pequena deformação plástica foi a de Hockett/Sherby.

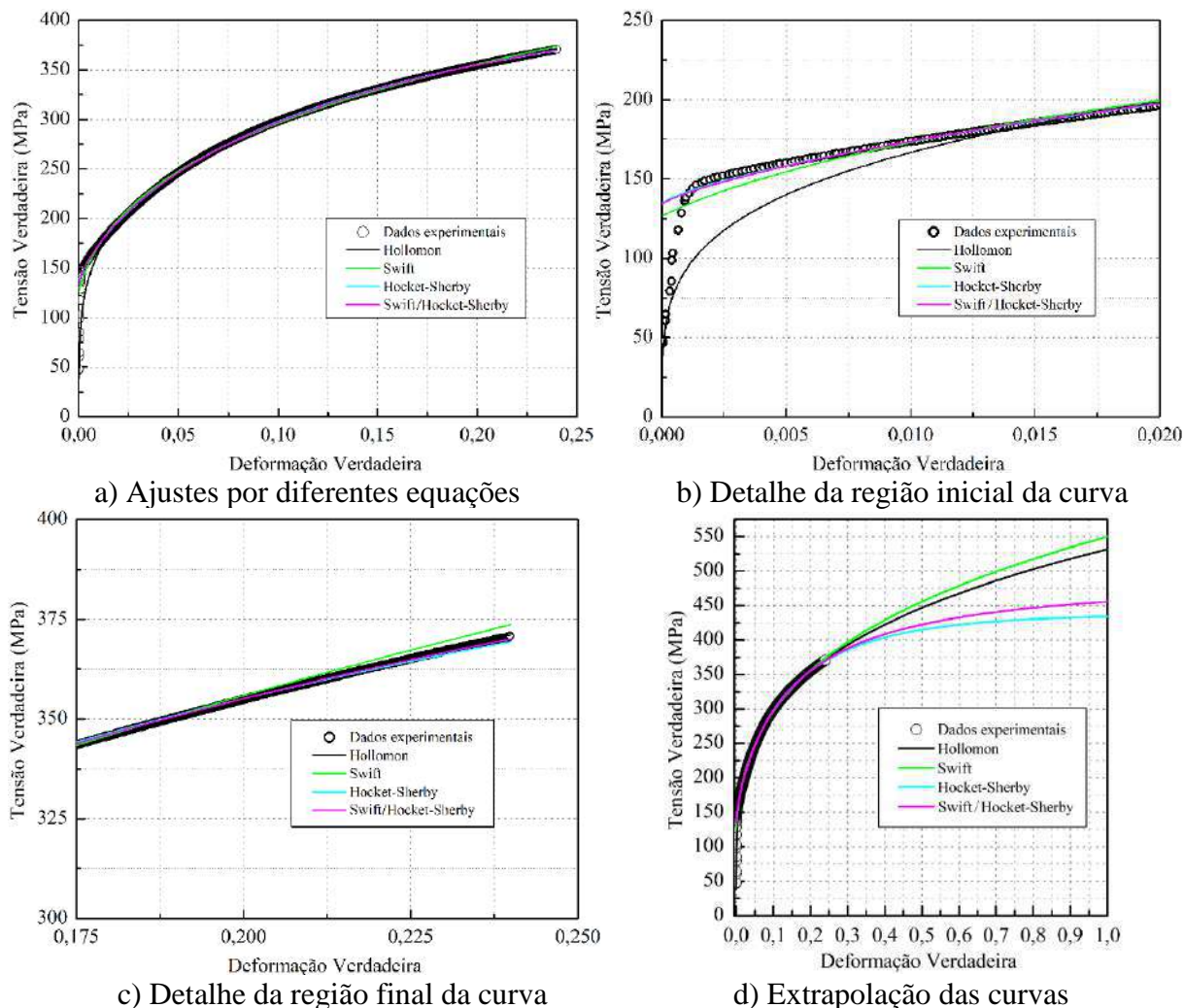


Figura 85 – Descrição do comportamento plástico a partir de ajuste por diferentes equações de encruamento. a) Ajustes por diferentes equações de encruamento. b) Detalhe da região inicial da curva. c) Detalhe da região final da curva. d) Extrapolação das curvas.

Tabela 14 - Parâmetros das equações de encruamento com base nos dados oriundos do ensaio de tração uniaxial do EC160.

Equação	Parâmetros			
Hollomon	$k = 531,2$	$n = 0,25$		
Swift	$k = 549,2$	$n = 0,27$	$\epsilon_0 = 0,005$	
Hockett-Sherby	$\sigma_s = 438,1$	$\sigma_i = 134,5$	$a = 4,31$	$p = 0,75$
Swift-Hockett-Sherby	$k = 549,2$	$n = 0,27$	$\epsilon_0 = 0,005$	$\alpha = 0,81$
	$\sigma_s = 438,1$	$\sigma_i = 134,5$	$a = 4,31$	$p = 0,75$

Observação: Sendo que todos os valores dos parâmetros iniciados por σ e k estão em MPa.

Tabela 15 - Qualidade dos ajustes de cada equação de encruamento com base nos dados oriundos do ensaio de tração uniaxial do EC160.

Equação	R ²	rmsrp
Hollomon	0,9962	0,043
Swift	0,9988	0,0199
Hockett-Sherby	0,9998	0,0068
Swift-Hockett-Sherby	0,9998	0,0084

Observação: Os valores de rmsrp estão em porcentagem.

Na Figura 87 é mostrada que a descrição do comportamento plástico em tração uniaxial para grandes deformações, utilizando a passagem de dados por Hill (1948) da Figura 83. Pode-se afirmar que apesar da equação de encruamento de Hockett-Sherby ter tido o melhor ajuste em tração uniaxial até o alongamento uniforme, a extrapolação do ajuste da equação de Swift/Hockett-Sherby exibiu melhor acoplamento na curva de encruamento sob grandes deformações. Com isso, propõe-se para a análise da Curva Limite de Conformação descrita no espaço de tensão a adoção dessas duas equações de encruamento, conforme será discutido adiante.

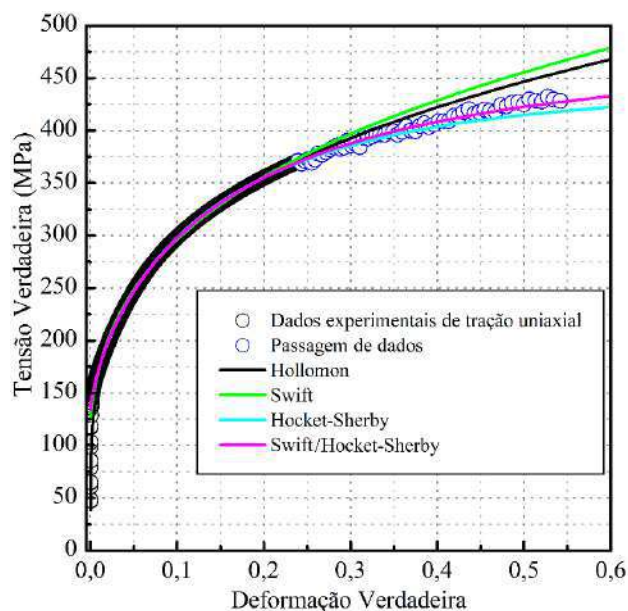


Figura 86 – Descrição do comportamento plástico para grandes quantidades de deformação, a partir de ajuste por diferentes equações de encruamento.

5.3 Evolução microestrutural e textura cristalográfica

5.3.1 Microscopia ótica

A microestrutura do material, observada por microscopia ótica, na condição como recebido é apresentada na Figura 88. Como era de se esperar, por se tratar de um material da família de aços Livre de Intersticiais, a microestrutura é composta por grãos ferríticos equiaxiais. Não foi constatada alteração significativa na morfologia dos grãos ferríticos para todas as condições de pré-deformação avaliadas. As microestruturas dos materiais deformados nos diferentes graus de encruamento por tração uniaxial e por expansão biaxial são apresentadas, respectivamente, nas Figuras 89 e 90. Cabe ressaltar que a seção avaliada das amostras foi a central no plano da espessura e disposta de forma longitudinal à direção de laminação que coincide com a direção da maior deformação das pré-deformações.

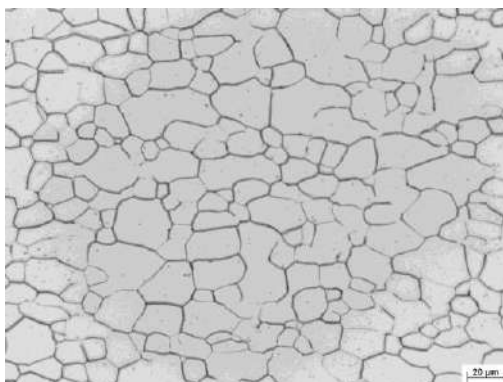


Figura 87 - Microestrutura do material EC160 na condição como recebido, em seção no centro da espessura e longitudinal à direção de laminação. Ampliação original: 500 x. Ataque com reagente $H_2SO_4 + H_2O_2$.

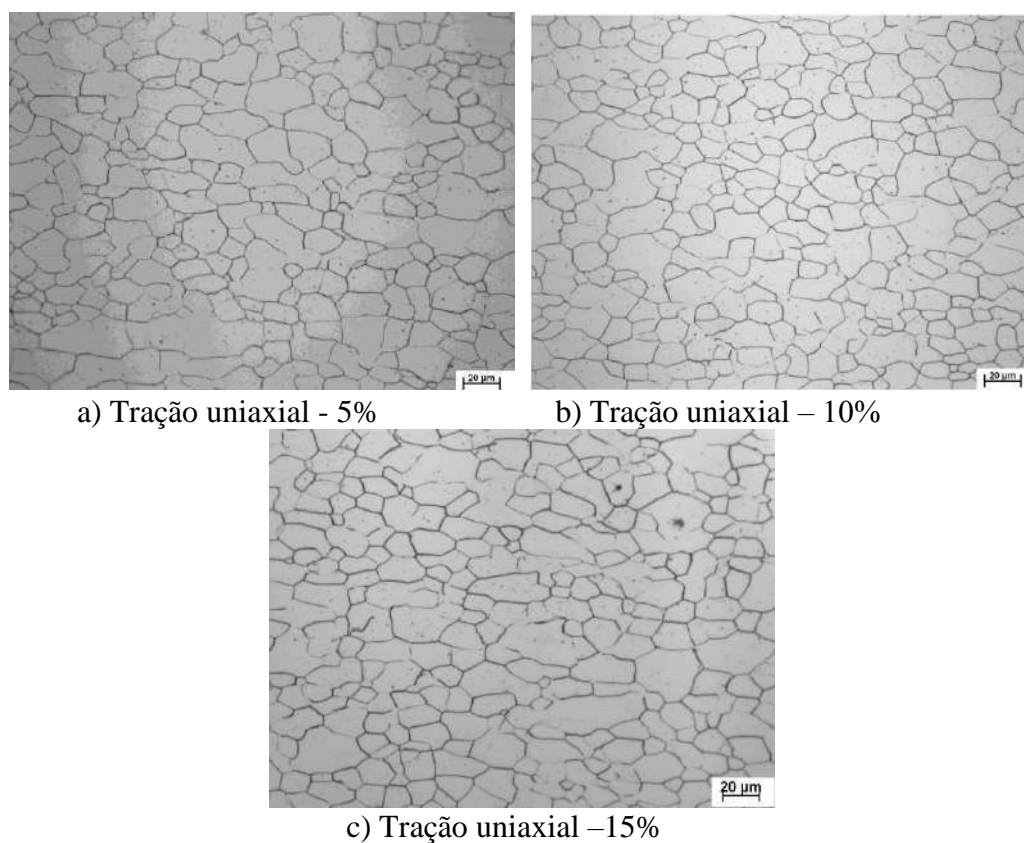


Figura 88 - Microestrutura de corpos de prova pré-deformados pela técnica de Marciniak nas diferentes condições de deformação por tração uniaxial. Ampliação original: 500 x. Ataque com reagente $\text{H}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O}_2$.

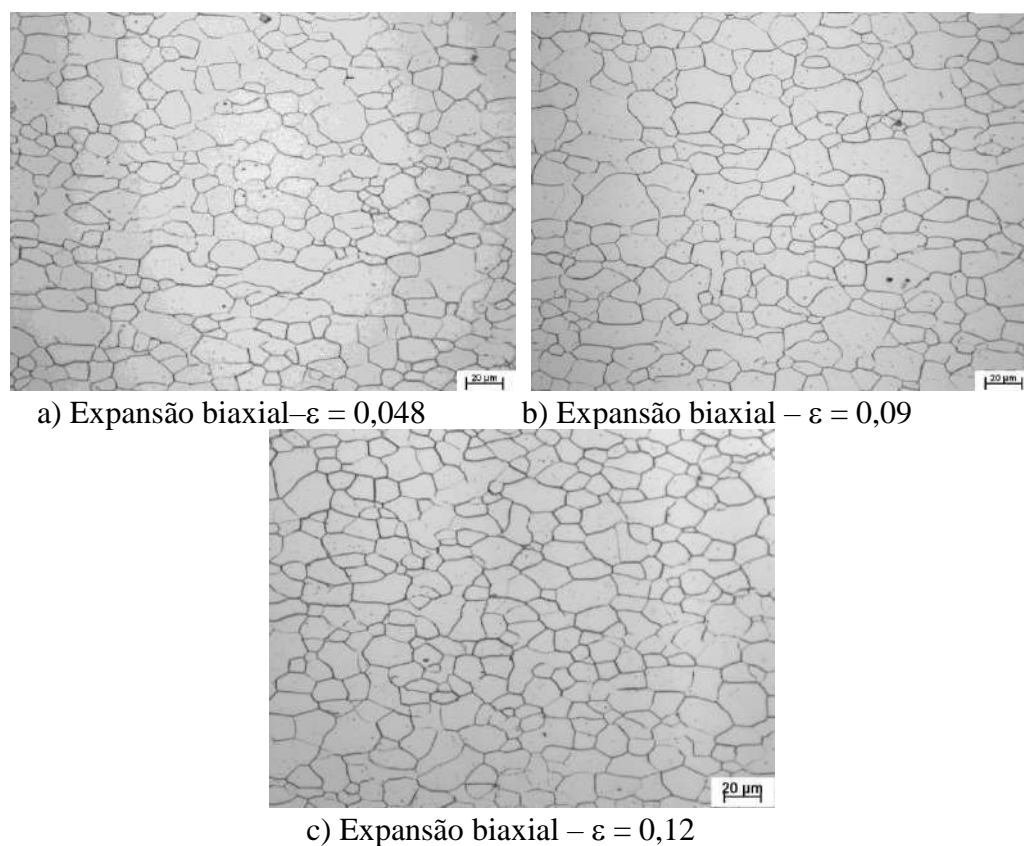


Figura 89 - Microestrutura de corpos de prova pré-deformados pela técnica de Marciniak nas diferentes condições de deformação por expansão biaxial. Ampliação original: 500 x. Ataque com reagente $\text{H}_2\text{SO}_4 + \text{H}_2\text{O}_2$.

Na figura 91 a microestrutura do aço EC160, após as pré-deformações pela técnica de Marciniak por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico, é apresentada em três dimensões, em seções dispostas em uma das superfícies do aço, de forma transversal e longitudinal à direção de laminação. Visou-se nessa avaliação, a análise de eventuais alterações microestruturais em outras seções de visualização do material que poderiam ter ocorrido devido as diferentes condições de pré-deformação. Assim como no caso bidimensional, não foram observadas alterações microestruturas na amostra avaliada. Cabe ressaltar que, como não foram observadas alterações significativas nas microestruturas apresentadas nas Figuras 90 e 91, para as condições de deformação de 15% por tração e 12% por estiramento não foram feitas as avaliações microestrutural em três dimensões.

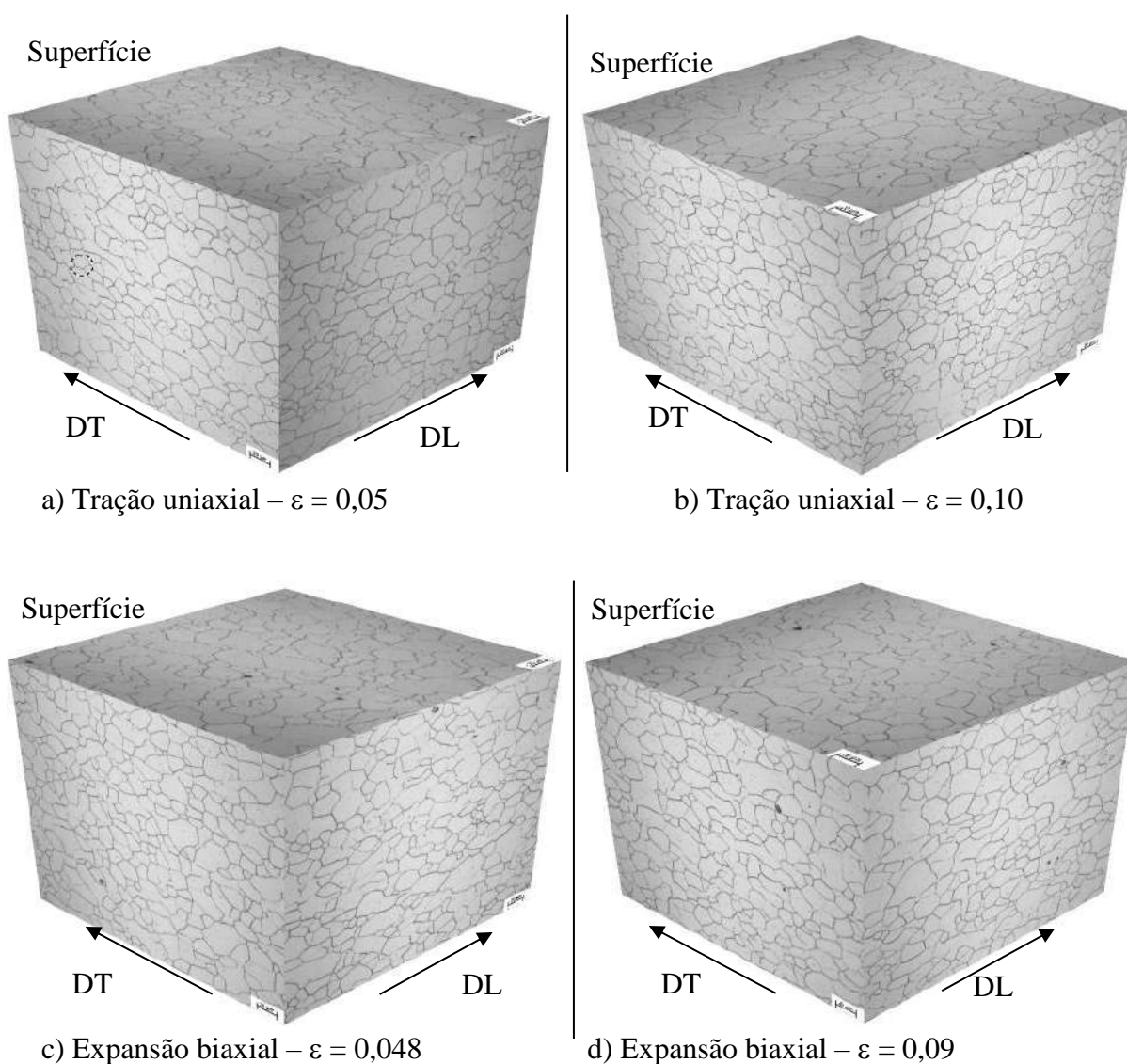


Figura 90 – Representação em três dimensões da microestrutura do aço EC160, após pré-deformações pela técnica de Marciniak por tração uniaxial e por expansão biaxial. Direção transversal (DT) e longitudinal (DL) à direção de laminação. Ampliações originais: 500x. – Ataque com reagente $H_2SO_4 + H_2O_2$.

O tamanho de grão ferrítico médio avaliado pela norma ASTM E112 (2014), assim como no caso da morfologia, não apresentou tendência clara de alteração em função da evolução das pré-deformações adotadas no material, conforme mostrado na Tabela 16 e Figura 92.

Tabela 16 – Tamanho de grão ferrítico médio, em μm e ASTM, após as pré-deformações por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico (expansão biaxial).

Condição da amostra	Tamanho de grão ferrítico médio	
	ASTM	μm
Sem deformação	9,5	11,20
Tração - 0,05	9,5	11,30
Tração - 0,10	9,5	11,78
Tração - 0,15	9,5	12,07
Estiramento - 0,048	9,5	11,53
Estiramento - 0,09	9,5	11,87
Estiramento - 0,12	9,7	11,09

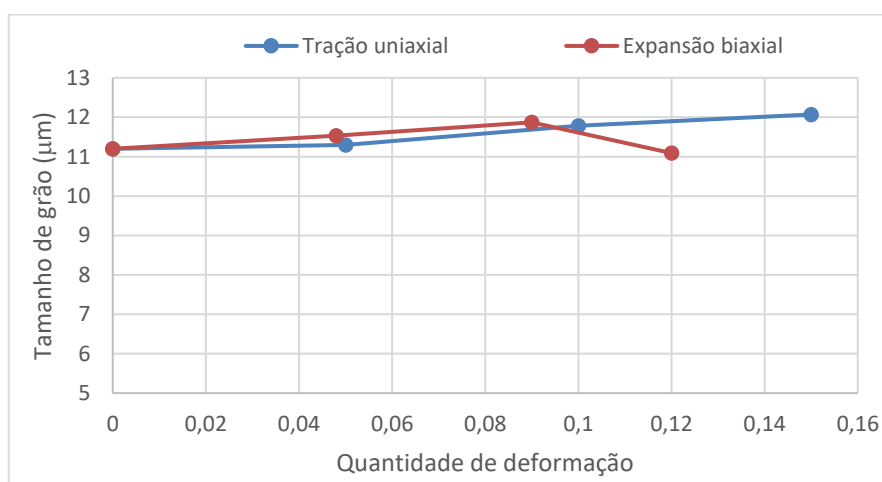


Figura 91 – Evolução do tamanho de grão ferrítico médio após as pré-deformações pela técnica de Marciniak.

5.3.2 Difração de elétrons retroespalhados - EBSD

Mapas de orientação cristalográfica são apresentados nas Figuras de 93 a 95, na qual são observadas imagens obtidas via difração de elétrons retroespalhados (EBSD) sem e com análise com detector de elétrons espalhados adiante (*ForeScattered Detector* – FSD). Nessas imagens houve uma distinção de cores entre cada grão devido a diferença de orientações cristalográficas. As cores de cada grão geram informações qualitativas de sua orientação

segundo à Figura de Polo Inversa (do inglês *Inverse Pole Figure – IPF*). A escala de cores mostrada indica que a direção normal ao plano cristalográfico que está paralelo à superfície da chapa, conforme mostrado no cubo da Figura 14. Orientações tendendo ao vermelho indicam que a direção [001] é normal ao plano cristalográfico (110) situado no plano da chapa. Grãos com colorações tendendo ao verde apresentam orientações [101] perpendicular ao plano (101) situado no plano da chapa. A direção [111], perpendicular ao plano (111) que encontra-se situado paralelo ao plano da chapa são atribuídas à cor azul. Comparando-se as Figuras 94.a e 95.a com a Figura 93.a, notou-se que com o aumento do grau de encruamento das amostras, independentemente do modo de deformação adotado, houve uma intensificação da orientação [111], grãos de coloração azul. Esse resultado é coerente com a observação de Bittencourt *et al.* (2014), Figura 14. Essa intensificação foi mais notória para as pré-deformação sobre estiramento biaxial simétrica.

O grande interesse nas imagens obtidas via FSD foi devido ao gradiente de cores formado até mesmo dentro de cada grão, indicando assim que houve alterações de orientações cristalográficas até mesmo dentro do grão. Essas alterações de orientação podem ser atribuídas a formação de arranjos celulares de discordâncias geometricamente necessárias que foram gerados devido às deformações plásticas impostas.

Observa-se que o grau de encruamento e o modo de deformação imposto acarretaram aspectos diferentes das imagens. Até mesmo na amostra classificada como “sem deformação” foi observado gradientes de cores, indicando a presença de estrutura celular de discordâncias geometricamente necessárias, a qual pode ser atribuída à deformação plástica sofrida pelo material durante o passe de encruamento após recozimento contínuo e galvanização a quente ainda na usina siderúrgica, Figura 93.b. Na Figura 93.c percebe-se em maior aumento (4000x) o gradiente de cores observado dentro do grão, o qual não exibe de forma aparente a geração de padrão que remeta estruturas celulares de discordância geometricamente necessárias.

Sob deformação por tração uniaxial (Figuras 94.b, 94.d, 94.f e 94.g), verifica-se qualitativamente imagens via FSV com gradientes mais intensos do que a sem deformação, sendo cada vez mais intenso com o grau de deformação imposto. Em maior aumento para a deformação de 15% sob tração, percebe-se que esse gradiente mais aleatório pode ser atribuído a existência de um padrão de cores que se assemelha a arranjos celulares de discordâncias formando subgrãos. Comparando os padrões das imagens com as análises via microscopia eletrônica de transmissão da avaliação de Clausmeyer *et al.* (2013), mostrada nas Figuras 7.a e 8.a, percebem-se grande semelhanças. Observa-se no interior dos grãos o que se parece com Contornos dos Blocos de Células. Considerando o mapa proposto por Rauch (2004), mostrado

na Figura 6, pode-se classificar as células de discordâncias geometricamente necessárias como de forma anisotrópica e heterogênea, pelo fato de exibirem orientações preferenciais e de tamanhos distintos (condição “a” da Figura 6).

Para as condições de pré-deformação por expansão biaxial (Figuras 95.b, 95.d, 95.f e 95.g), observou-se um padrão de imagens mais organizado sem a presença de orientação preferencial bem estabelecida. Assim como nas amostras deformadas por tração, o gradiente de cores dentro de cada grão foi intensificado com o aumento do grau de encruamento do material. Nesse caso observa-se estruturas celulares de discordância mais refinadas e de forma mais isotrópica do que obtida por tração uniaxial, sendo classificada como condição “b” pelo quadro de Rauch (2004). Pelas imagens obtidas via FSV não se pode afirmar que se observou células com paredes densas de discordâncias, conforme mencionado pelo autor.

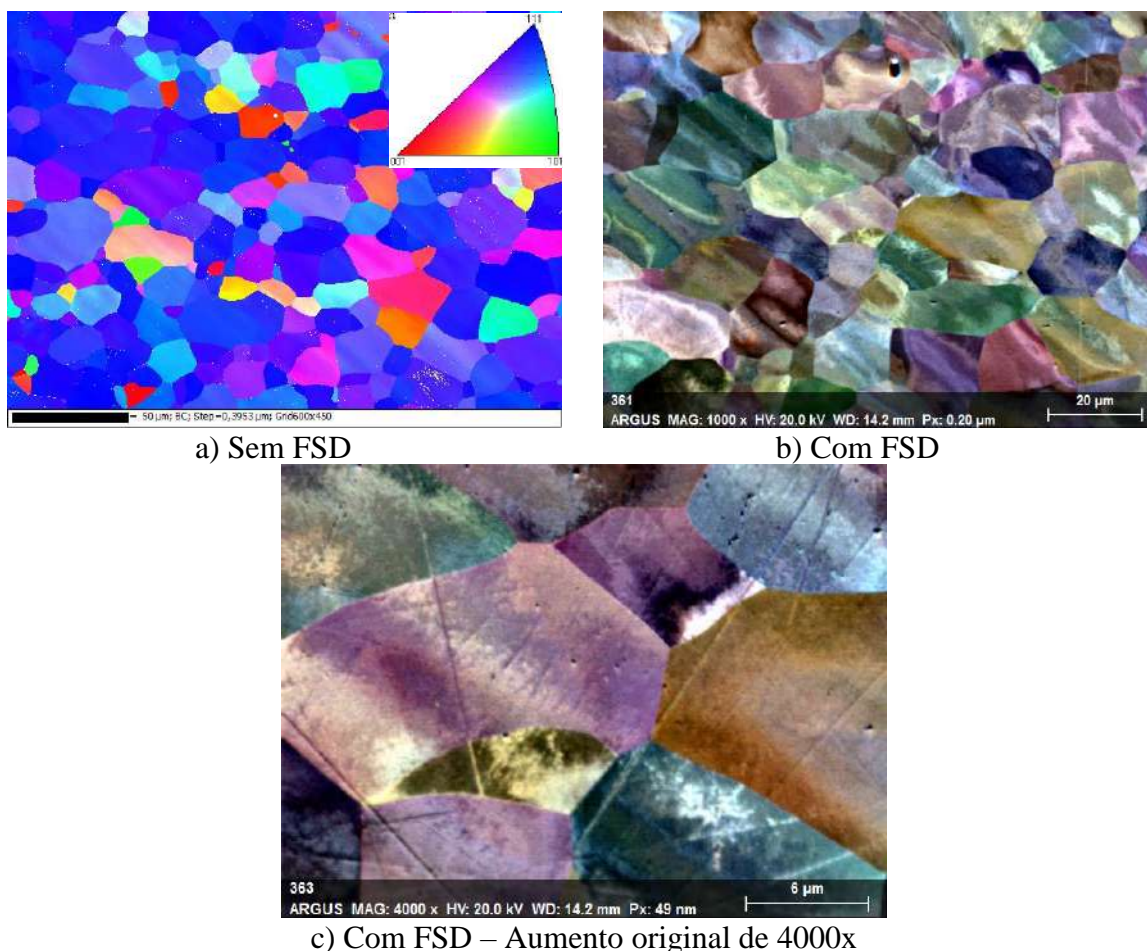


Figura 92 - Imagens de mapas de orientação cristalográfica sem e com análise via FSD para a amostra de aço EC160 na condição como recebido.

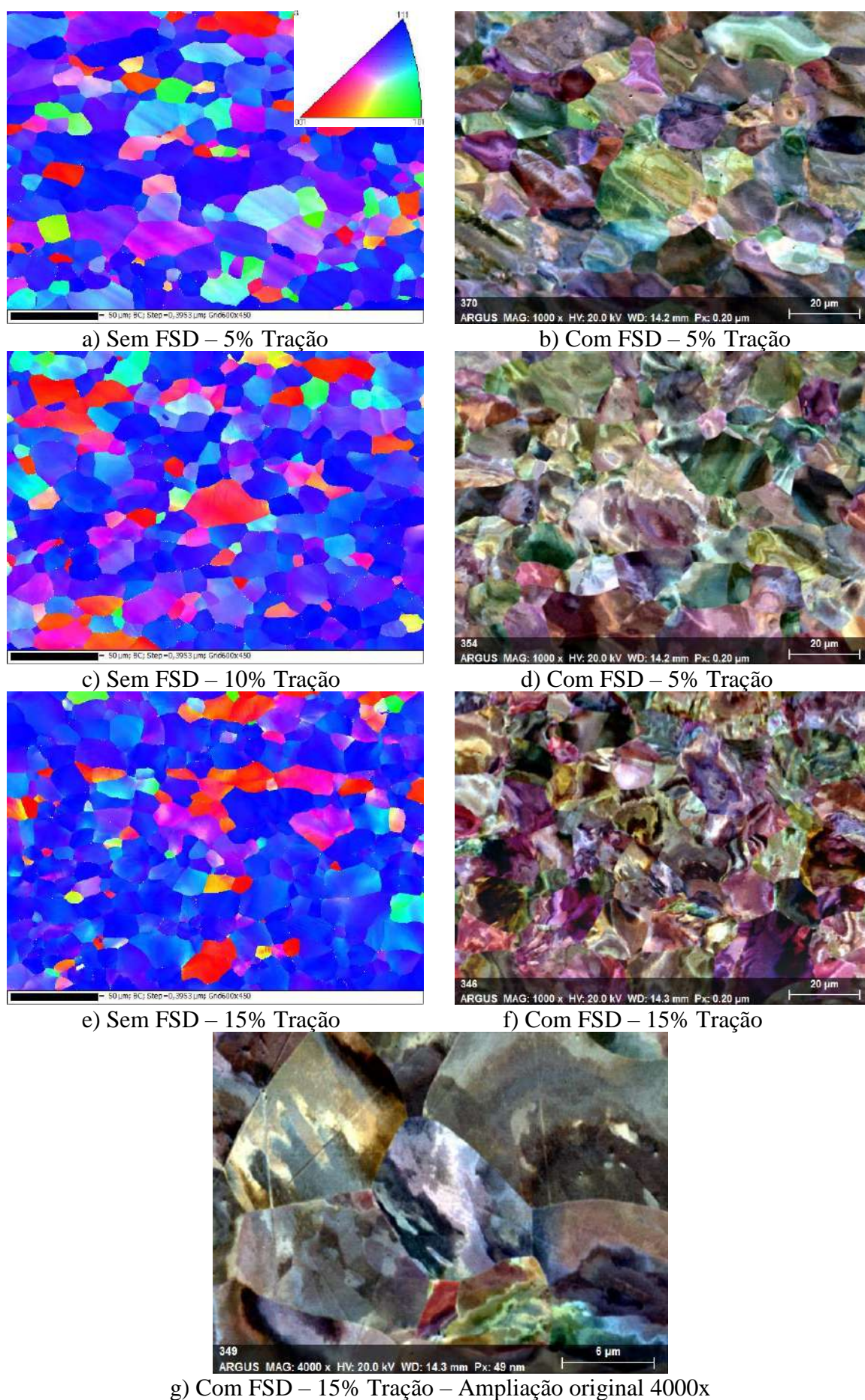
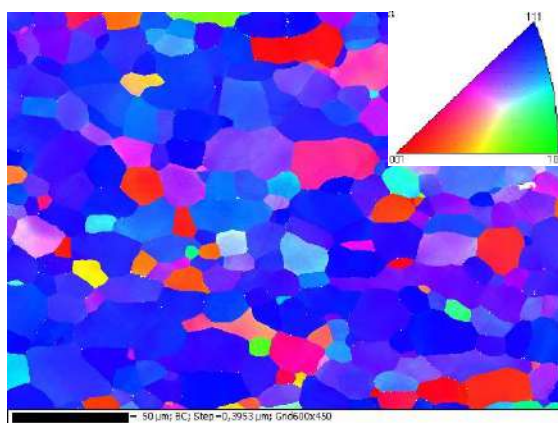
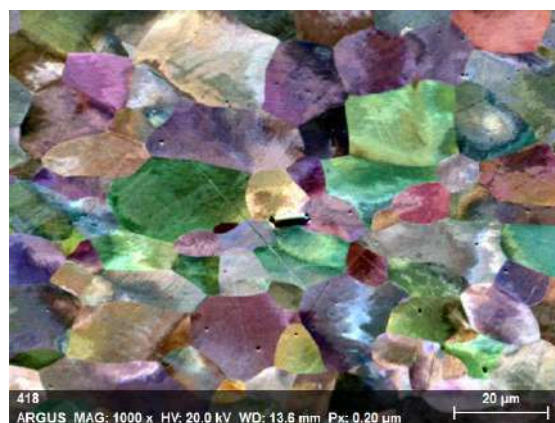


Figura 93 - Imagens de mapas de orientação cristalográfica sem e com análise via FSD para a amostra de aço EC160 submetidas a tração uniaxial em distintos graus de encruamento.



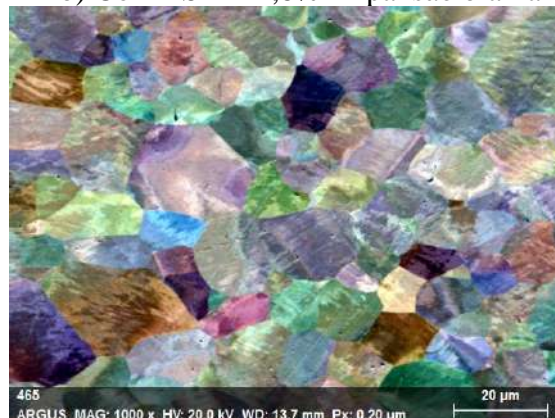
a) Sem FSD – 4,8% Expansão biaxial



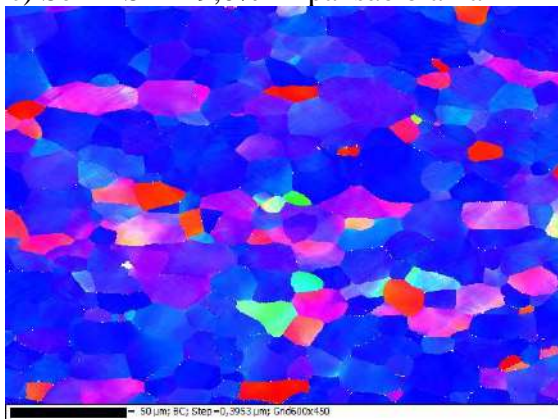
b) Com FSD – 4,8% Expansão biaxial



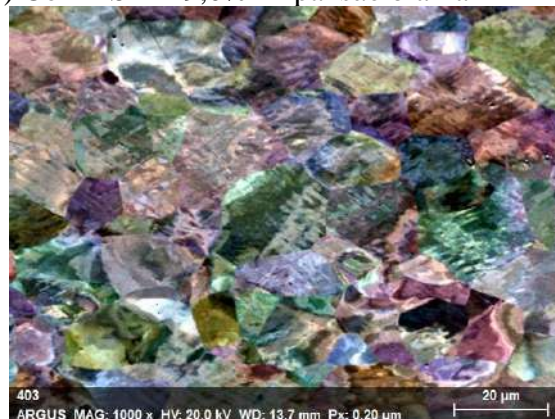
c) Sem FSD – 9,0% Expansão biaxial



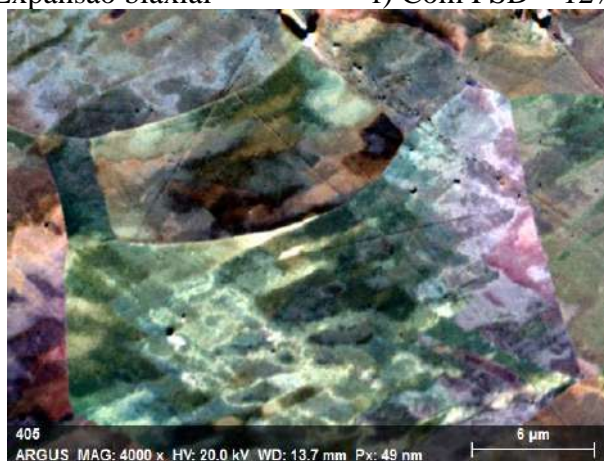
d) Com FSD – 9,0% Expansão biaxial



e) Sem FSD – 12% Expansão biaxial



f) Com FSD – 12% Expansão biaxial

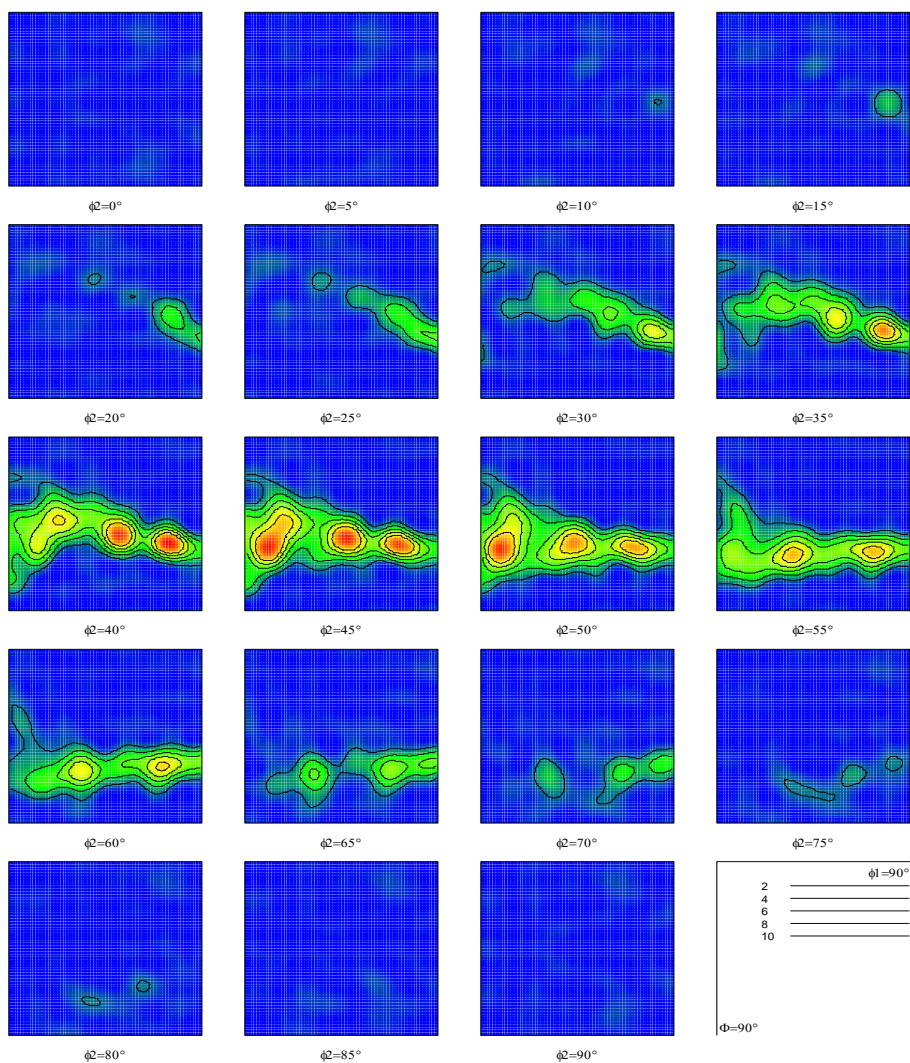


g) Com FSD – 12% Expansão biaxial – Ampliação original 4000x

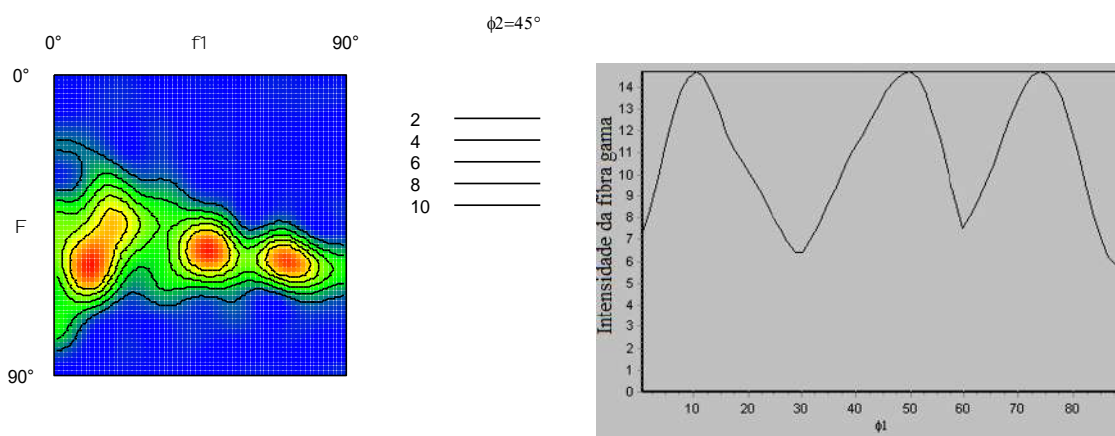
Figura 94 - Imagens de mapas de orientação cristalográfica sem e com análise via FSD para a amostra de aço EC160 submetidas a expansão biaxial em distintos graus de encruamento.

Na análise via EBSD obteve-se ainda mapas de Distribuição de Orientação de Função (ODF), mostradas nas Figuras de 96 a 98. Como nas Figuras 94 e 95 foi observada uma intensificação de componentes de textura orientadas de forma paralela às direções da família $\langle 110 \rangle$, que juntamente com as direções das famílias $\langle 112 \rangle$ e $\langle 123 \rangle$ pertencem ao plano (111), avaliou-se a evolução de componentes da fibra gama. Verifica-se que inicialmente na condição sem deformação a fibra gama do material comporta-se com componentes mais fortes, tendo mais forte as componentes das famílias: $\{111\}\langle 112 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$. Com a deformação por tração, houve inicialmente uma distribuição maior de componentes dessa fibra (deformação de 5%) e posteriormente houve um fortalecimento, de forma progressiva, tornando a textura bimodal, por meio das componentes $(111)[1\bar{2}1]$ e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$. Esse resultado está coerente com os resultados dos trabalhos de Daniel *et al.* (1992) e de Vadavadag *et al.* (2015), (Figura 9), que estudaram evolução de textura em aços Livre de Intersticiais a partir de deformações por tração/embutimento e tração/deformação plana/estiramento biaxial, respectivamente. Os autores relataram que determinadas componentes da fibra gama são intensificadas progressivamente com a deformação por tração uniaxial. Cabe ressaltar que a componente intensificada no trabalho dos autores foram as $(111)[1\bar{1}0]$ e $(111)[0\bar{1}1]$. Na Figura 99.a é mostrada a evolução de componente da família $\{111\}\langle 112 \rangle$ com as pré-deformações por tração uniaxial determinada no presente estudo.

Com a pré-deformação por expansão biaxial houve inicialmente um fortalecimento das componentes $(111)[1\bar{2}1]$ e $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$, depois das componentes $(111)[1\bar{1}0]$ e $(111)[0\bar{1}1]$ e posteriormente de praticamente todas as componentes da fibra gama. Essa intensificação de componentes da fibra gama foi avaliada pela variação da área sob a curva dessa fibra com o aumento da pré-deformação por estiramento biaxial, Figura 99.b. Essa intensificação segue a mesma tendência apresentada no trabalho de Vadavadag *et al.* (2015). Apesar de resultados de literatura terem sido corroborados no presente estudo, a evolução da textura devido às pré-deformações requer maiores avaliações, aliando caracterizações por microtextura à análise de macrotextura por difração de raio x. Assim uma maior quantidade de grãos será avaliado e consequentemente terá uma melhor reprodutibilidade da deformação.

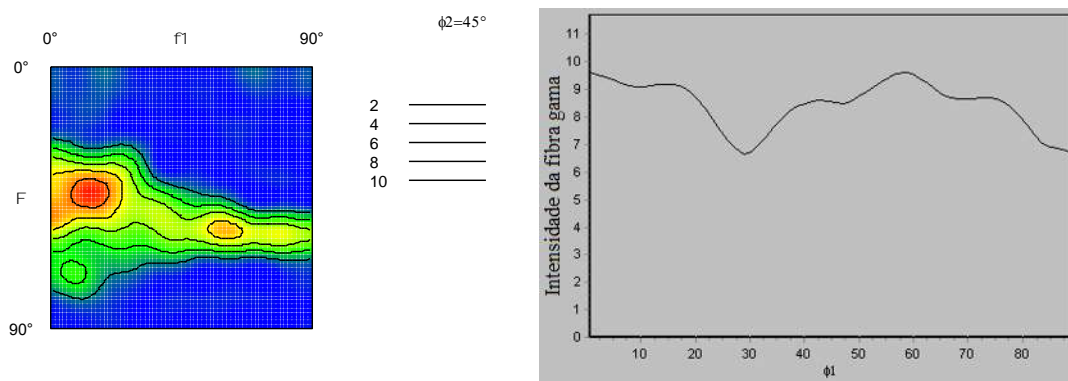


a) ODF variando o ângulo de Euler ϕ_2

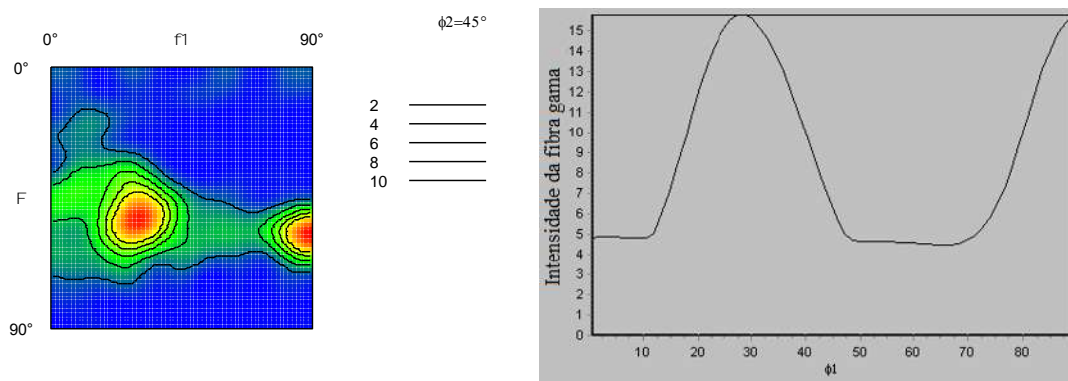


b) $\phi_2 = 45^\circ$, destacando a intensidade de componente da fibra gama $\Phi = 55^\circ$

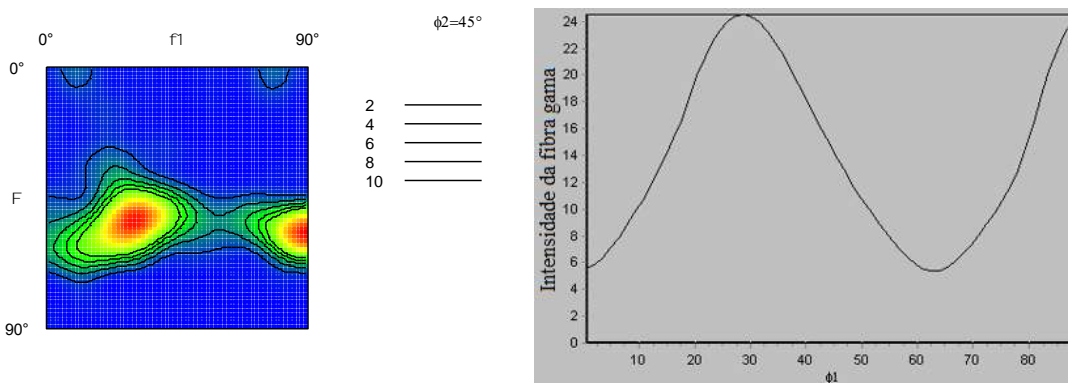
Figura 95 – Função de Distribuição de Orientação (ODF) da amostra de aço EC160 na condição como recebido.



a) $\phi_2=45^\circ$ destacando a fibra gama – 5,0% Tração

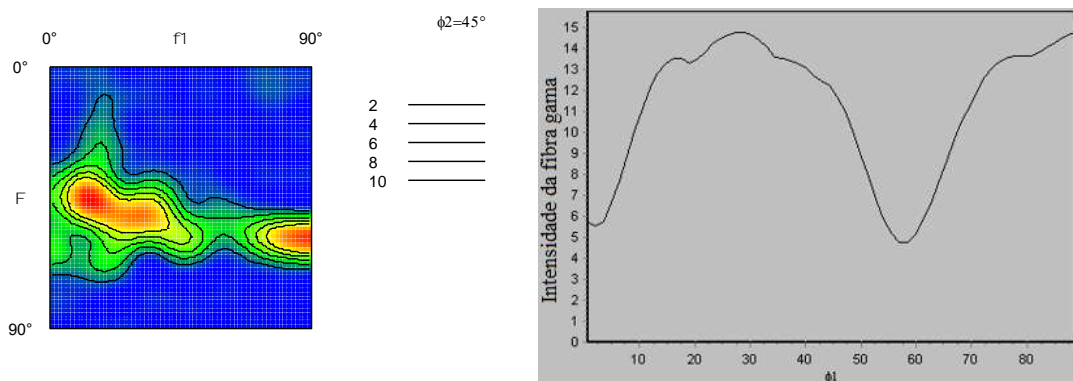


b) $\phi_2=45^\circ$ destacando a fibra gama – 10% Tração

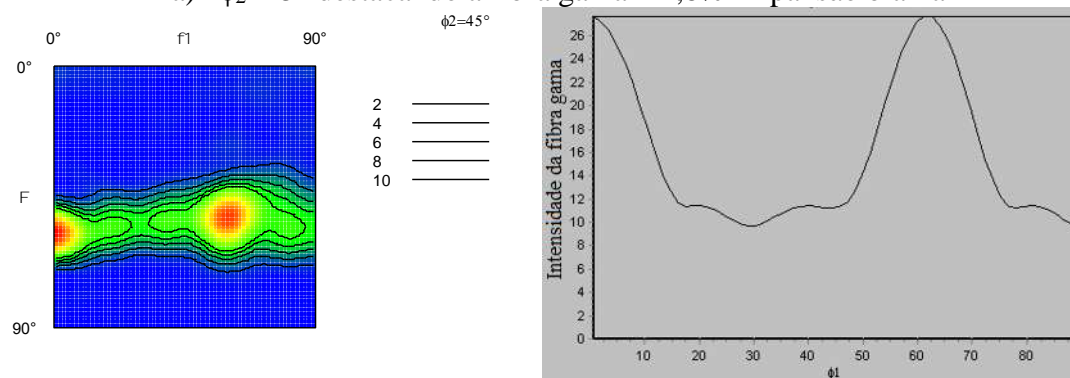


c) $\phi_2=45^\circ$ destacando a fibra gama – 15% Tração

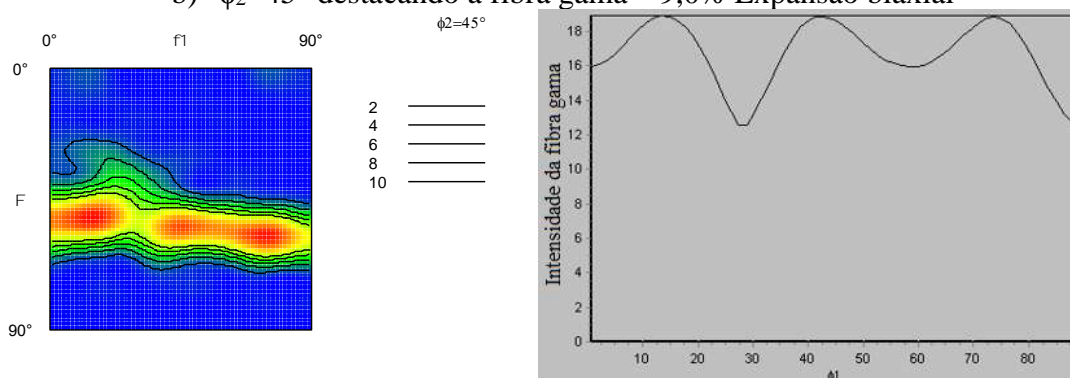
Figura 96 – Função de Distribuição de Orientação (ODF) da amostra de aço EC160 na condição de encruamento por tração uniaxial.



a) $\phi_2=45^\circ$ destacando a fibra gama – 4,8% Expansão biaxial



b) $\phi_2=45^\circ$ destacando a fibra gama – 9,0% Expansão biaxial



c) $\phi_2=45^\circ$ destacando a fibra gama – 12% Expansão biaxial

Figura 97 – Função de Distribuição de Orientação (ODF) da amostra de aço EC160 na condição de encruamento por expansão biaxial.

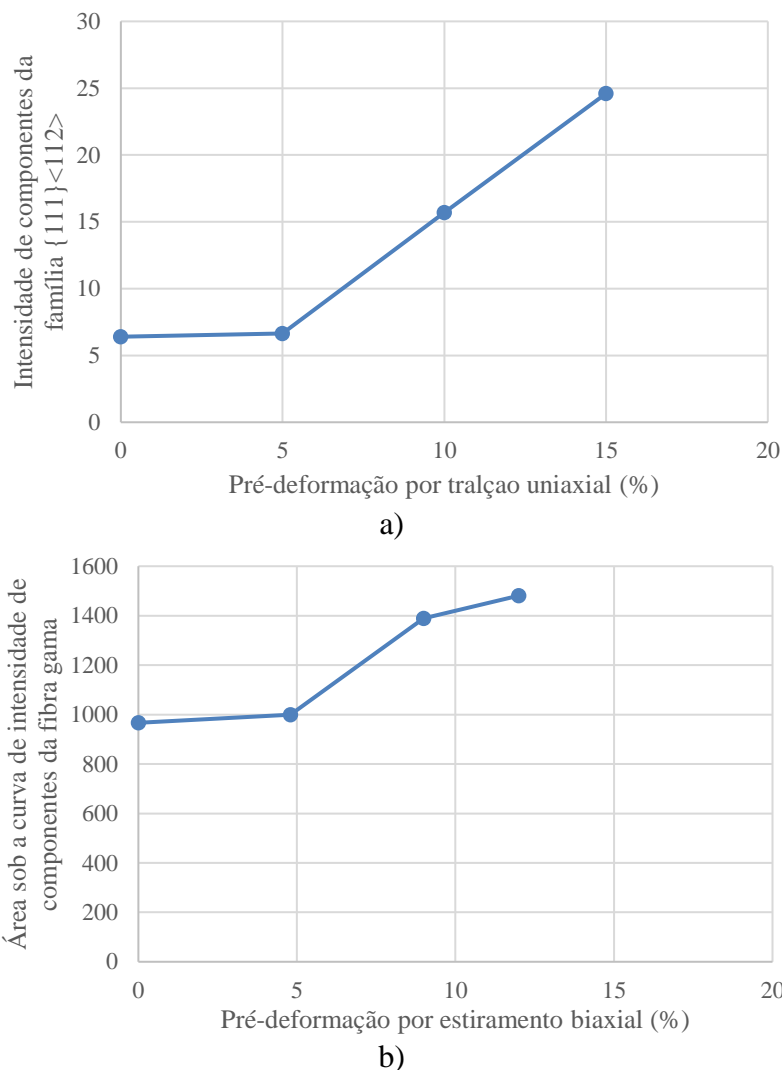
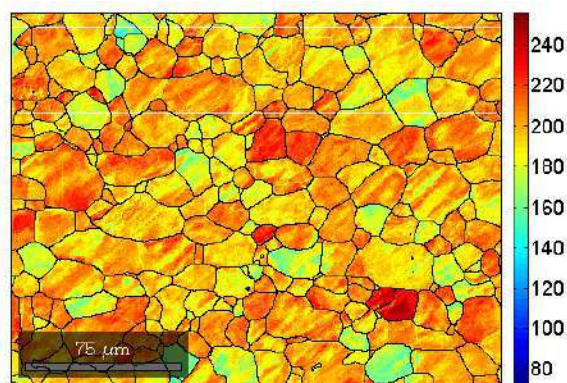


Figura 98 – a) Evolução de componentes da família $\{111\}\langle 112\rangle$ com as pré-deformações por tração uniaxial. b) variação da área sob a curva dessa fibra com o aumento da pré-deformação por estiramento biaxial.

Até então o efeito da deformação na textura cristalográfica foi avaliada de forma qualitativa por meio de alterações de orientações cristalográficas em contornos de alto ângulo por meio de mudanças na IPF e na ODF, bem como pela visualização por meio da técnica via FSD de possíveis arranjos celulares devido às pré-deformações. A partir de agora visa-se estimar de forma quantitativa o efeito das pré-deformações na formação de estruturas celulares de discordância geometricamente necessárias.

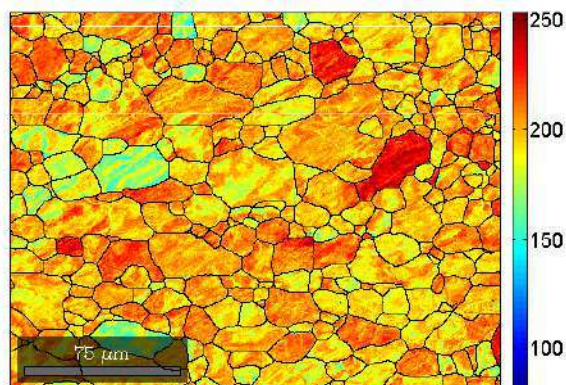
Como a deformação tende a degradar o padrão de difração e, conseqüentemente, uma queda no índice de qualidade de imagem (IQ). Nas Figuras de 100 a 102 são apresentados mapas de IQ das amostras nas condições de deformação avaliadas, nos quais suas escalas vão de 0 (Baixo padrão de difração) a 255 (alto padrão de difração). Nessas figuras quanto mais vermelho melhor é a qualidade do padrão, fato inverso quando da coloração azul. Comparando o índice de qualidade das regiões avaliadas, conforme mostrado Figura 103, verifica-se que o

encruamento incremental por expansão biaxial acarretou maior degradação no padrão de difração do que por tração uniaxial. Esse comportamento pode ser atribuído a geração de subestrutura de discordâncias geometricamente necessárias, por meio da sollicitação mecânica biaxial, que teve papel mais proeminente do que a por tração uniaxial. Para as relações entre pré-deformações e índice de qualidade foram atribuídas equações polinomiais de segundo grau. Essa atribuição foi feita devido ao melhor coeficiente de determinação ajuste, ou seja, sem uma explicação fenomenológica aparente.

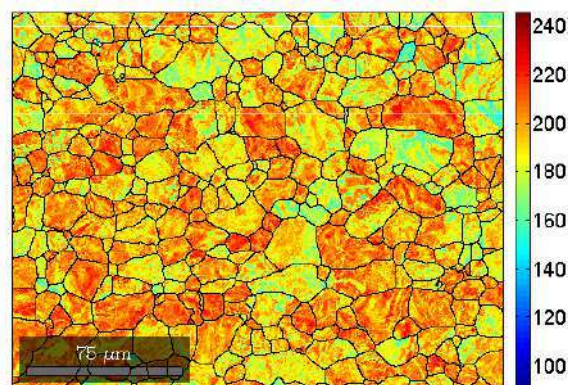


Sem deformação IQ = 196

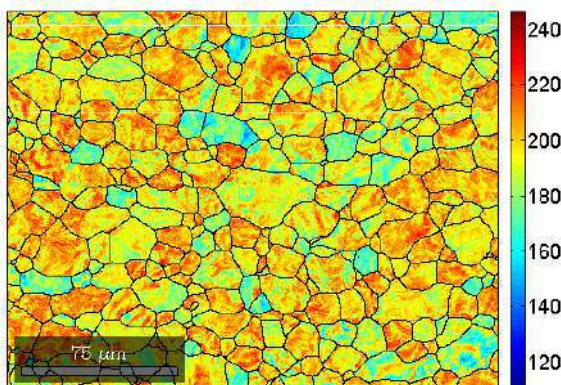
Figura 99 – Mapa de índice de qualidade de imagens – IQ na condição de material como recebido, sem deformação.



a) Tração uniaxial - 5%: IQ=197



b) Tração uniaxial 10%: IQ=194



c) Tração uniaxial 15%: IQ=193

Figura 100 – Mapas de índice de qualidade de imagens – IQ na condição de deformação por tração uniaxial.

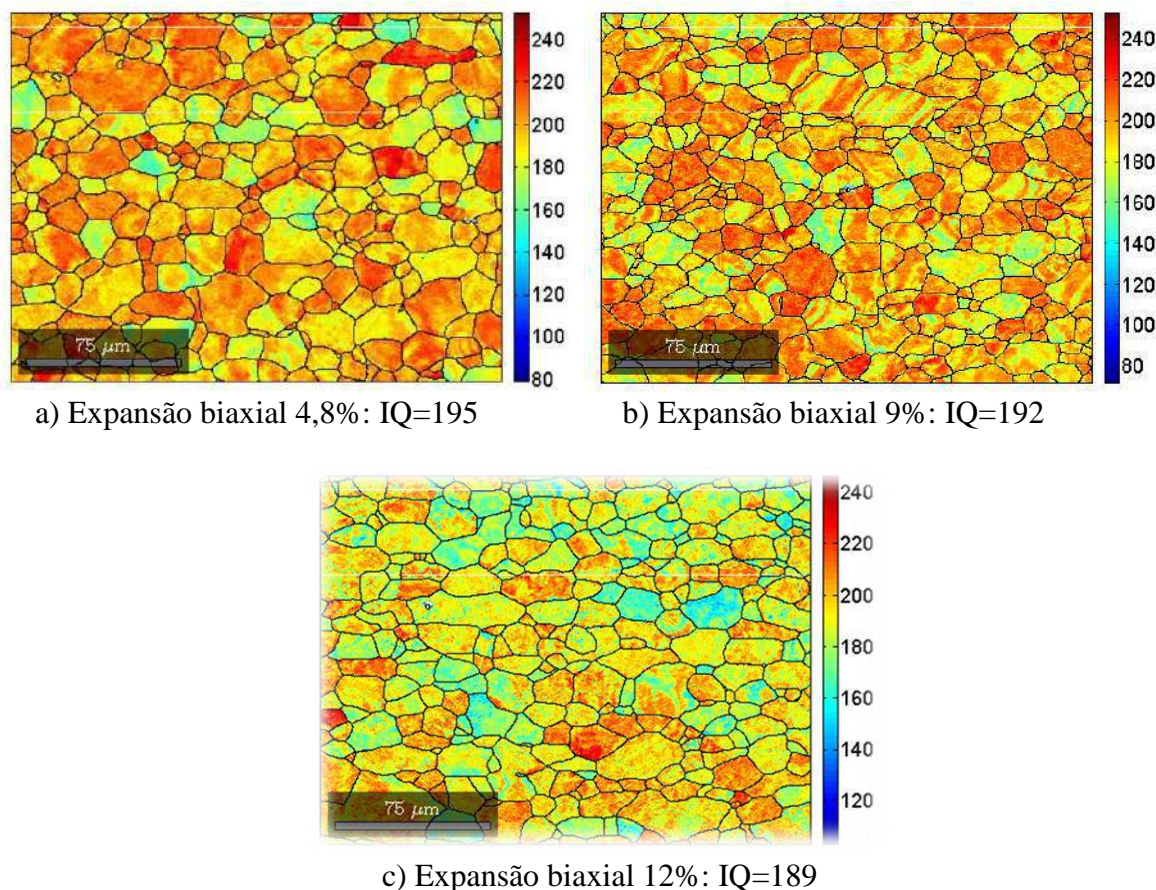


Figura 101 – Mapas de índice de qualidade de imagens – IQ na condição de material deformado por expansão biaxial, que resulta o modo de deformação de estiramento biaxial simétrico.

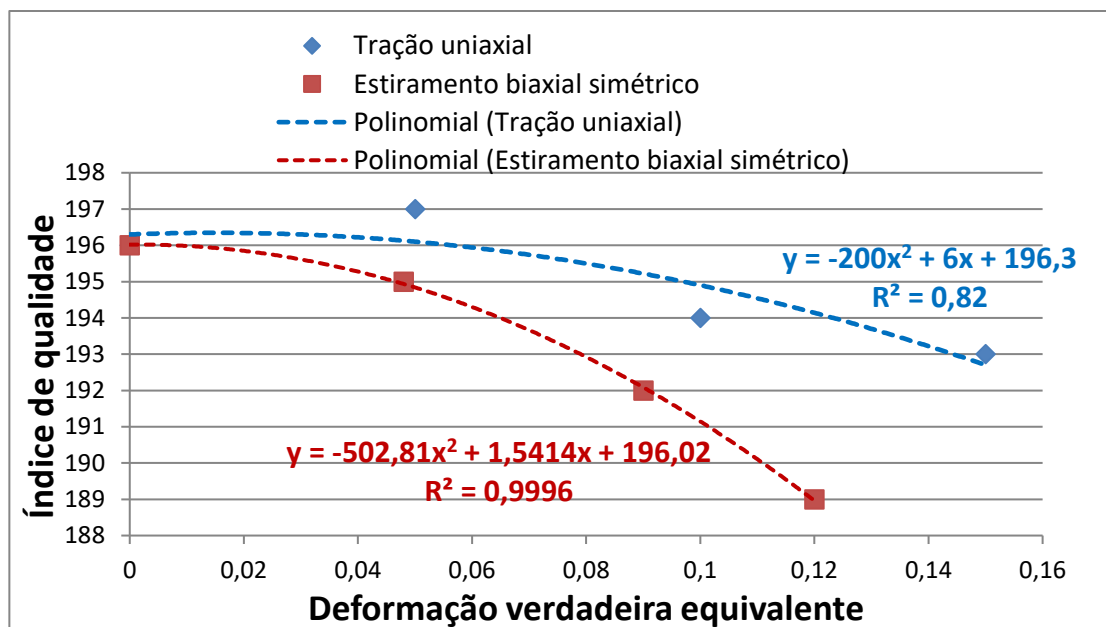
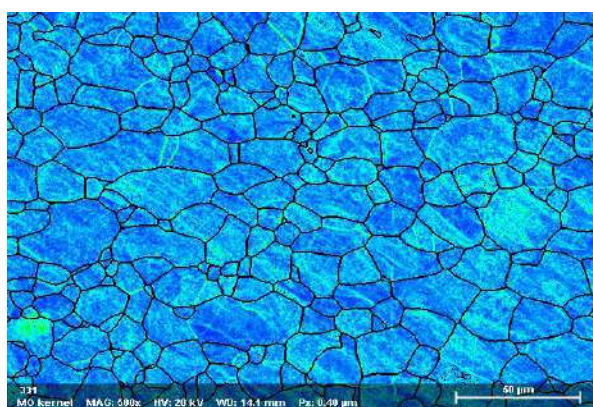


Figura 102 – Relação entre o Índice de Qualidade de Imagens – IQ e a deformação equivalente realizada por tração uniaxial e expansão biaxial (estiramento biaxial simétrico).

As pré-defomações, independentemente da trajetória, acarretaram aumento progressivo do valor do índice KAM nos mapas de Kernel apresentados nas Figuras de 104 a 106, indicando assim maior desorientação interna de um determinado ponto interno no grão

com todos os seus vizinhos. Esse aumento do valor de KAM pode ser atrelado ao aumento da densidade de discordância do tipo geometricamente necessárias, Wright *et al.* (2011), propiciado pelas condições de deformação plástica adotadas. Nessas figuras com mapas de Kernel, a escala de desorientação de grão vai de 0° (coloração tendendo ao azul) até 3° (coloração tendendo ao vermelho). Os contornos de grão do material (alto ângulo de desorientação) são apresentados em preto. Verifica-se na Figura 106 que o crescimento do índice KAM foram similares para as condições de pré-deformação por tração uniaxial e estiramento biaxial simétrico. Assim como no caso dos mapas de IQ foram atribuídas equações polinomiais de segundo grau, devido ao melhor coeficiente de determinação ajuste. Da mesma forma sem uma explicação fenomenológica aparente.



Ângulo KAM= 0,5

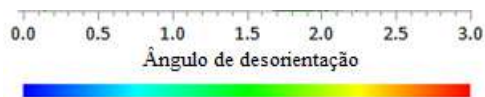


Figura 103 – Mapa de índice de Desorientação Média de Kernel – KAM na condição de material como recebido, sem deformação.

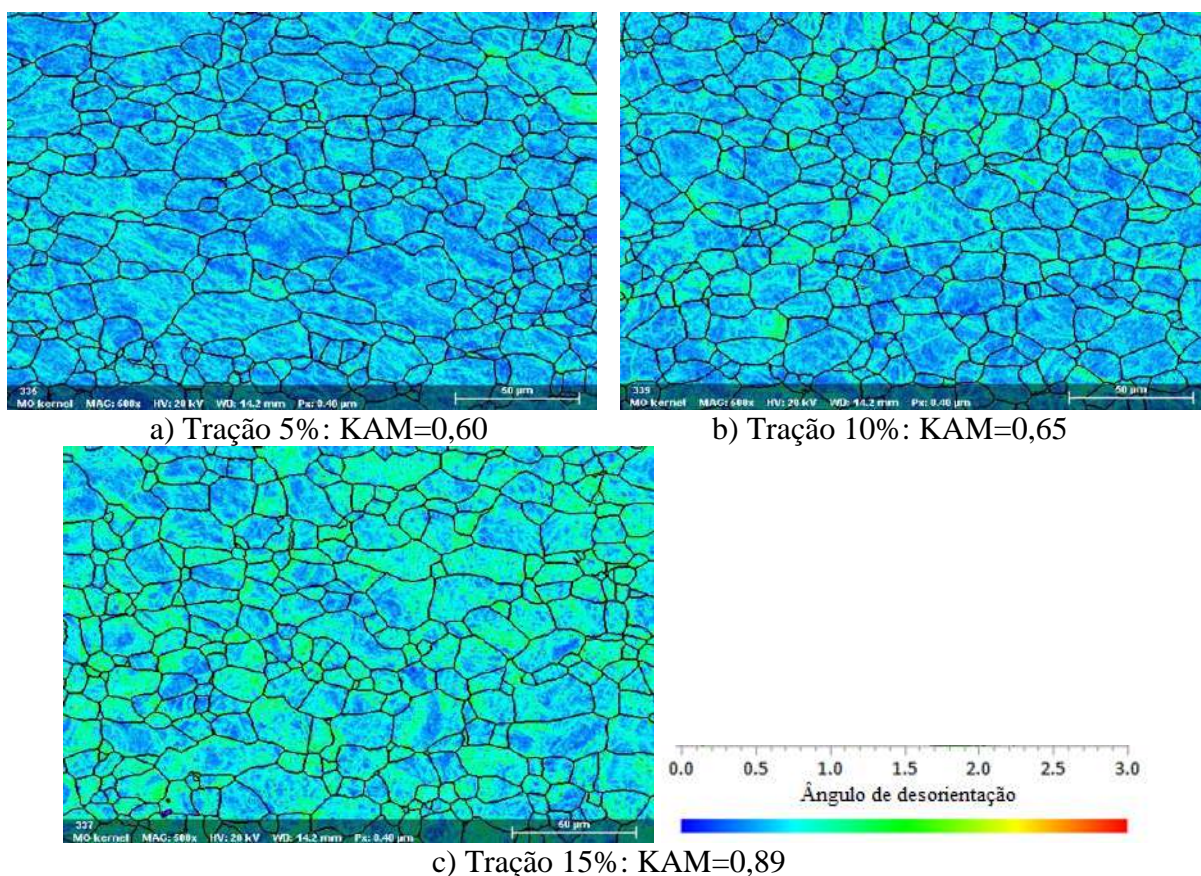


Figura 104 – Mapa de índice de Desorientação Média de Kernel – KAM na condição de pré-deformação por tração uniaxial.

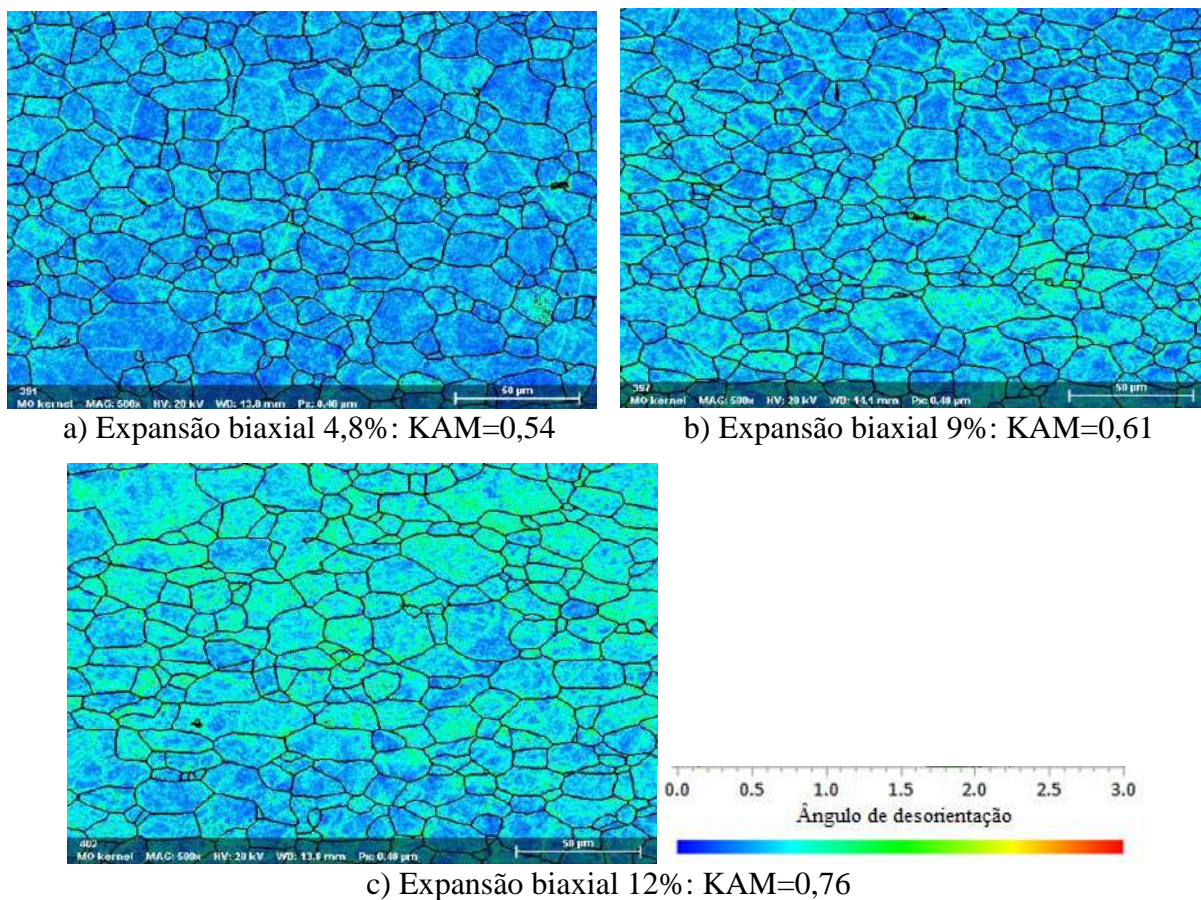


Figura 105 – Mapa de índice de Desorientação Média de Kernel – KAM na condição de pré-deformação por expansão biaxial.

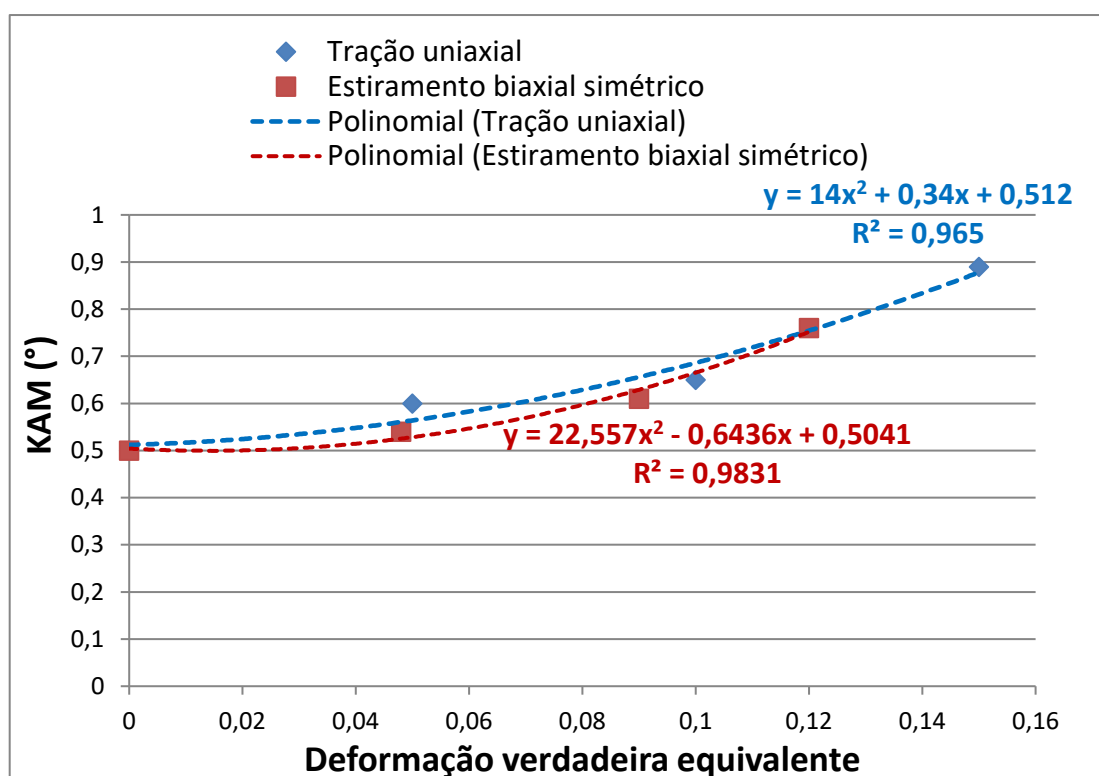


Figura 106 – Relação entre o índice de Desorientação Média de Kernel – KAM e a deformação verdadeira realizada por tração uniaxial e expansão biaxial (estiramento biaxial simétrico).

Os índices obtidos de desorientação média dos grãos (*Grain Average Misorientation* – GAM) corroboraram a análise feita a partir do detector de elétrons retroespalhados adiante (FSV), na qual observou-se uma maior aleatoriedade para a condição de pré-deformação por tração em relação a de expansão biaxial. Essa aleatoriedade local pode ser notada, pois o GAM refere-se ao valor médio da desorientação de pontos vizinhos dentro do mesmo grão. Os mapas de GAM são apresentados nas Figura de 108 a 110. A escala adotada nesses mapas foi de 0° (coloração tendendo ao azul) até 3° (coloração tendendo ao vermelho). Os contornos de grão do material (alto ângulo de desorientação) são apresentados em preto. Conforme, informado, verifica-se na Figura 111 que o crescimento do índice GAM da pré-deformação por tração foi mais pronunciada.

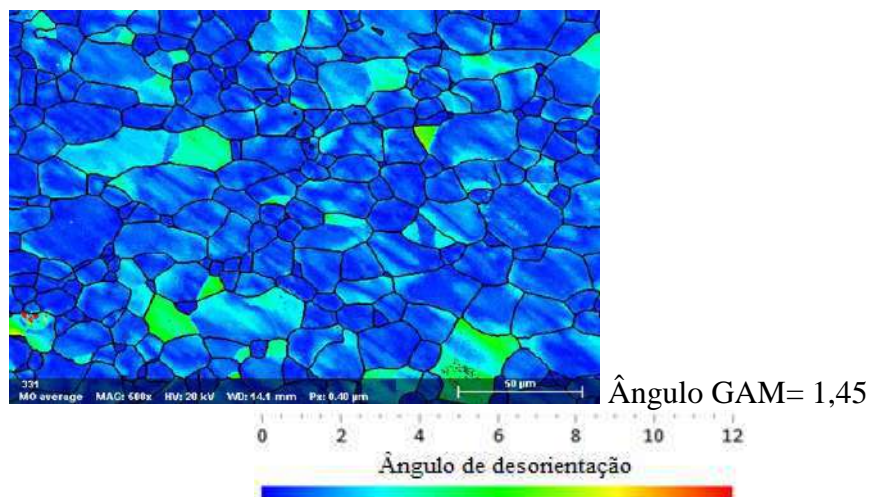


Figura 107 – Mapa de índice de Desorientação Média de Grão – GAM na condição de material como recebido, sem deformação.

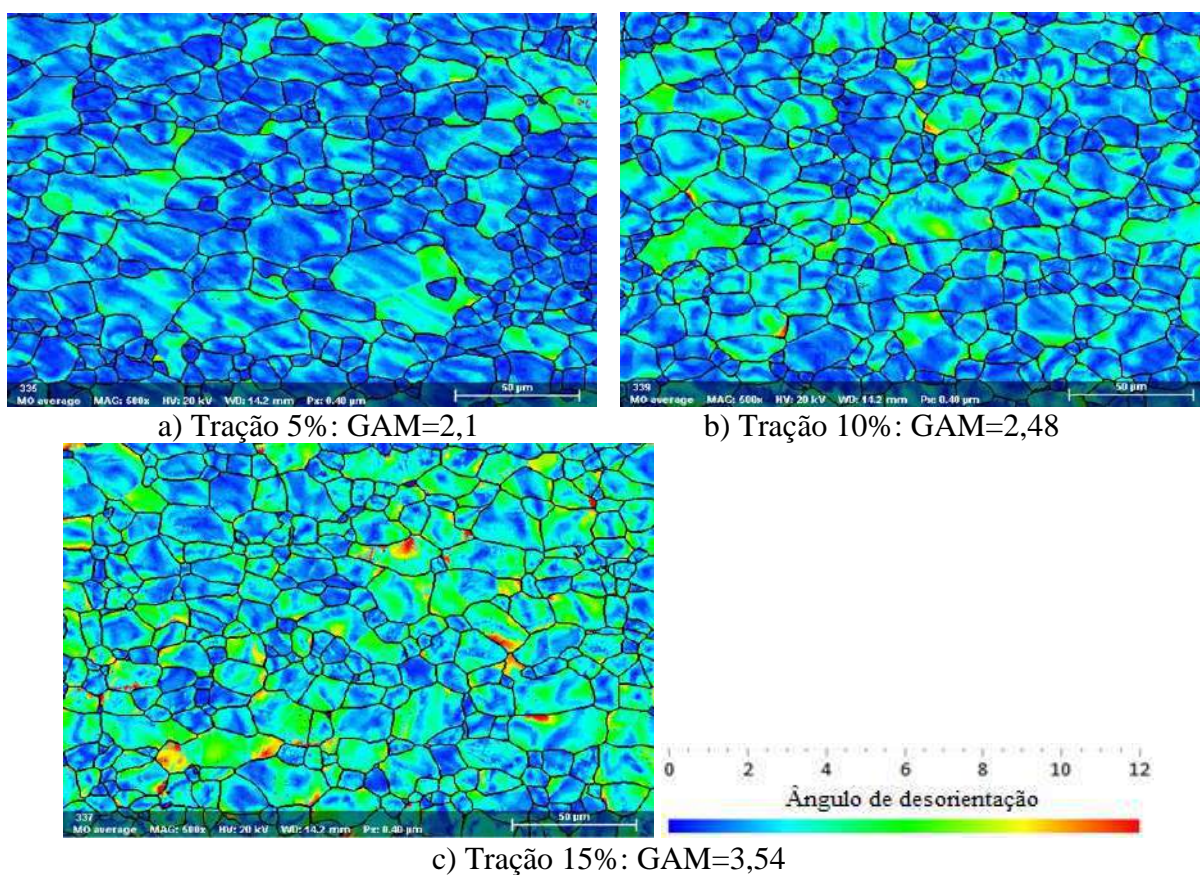


Figura 108 – Mapa de índice de Desorientação Média de Grão – GAM na condição de pré-deformação por tração uniaxial.

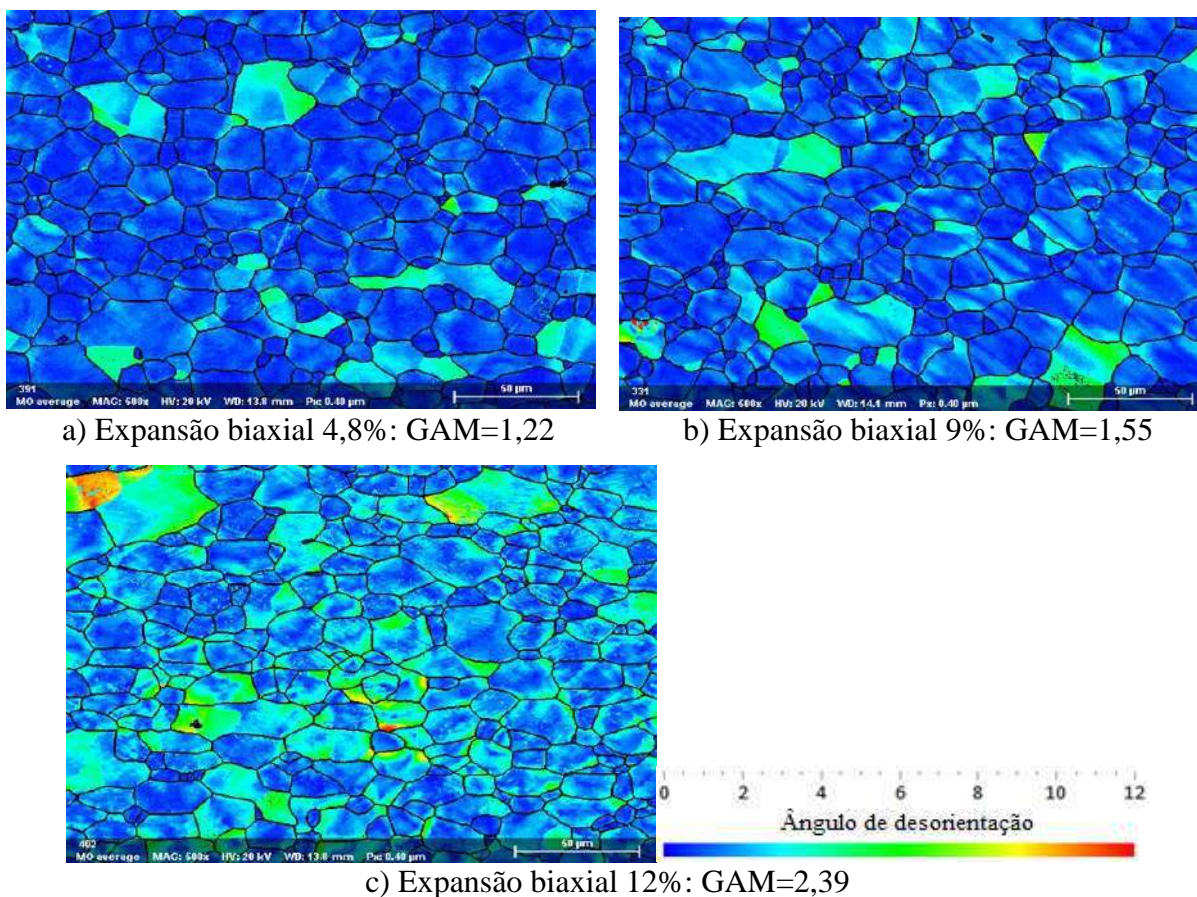


Figura 109 – Mapa de índice de Desorientação Média de Grão – GAM na condição de pré-deformação por expansão biaxial.

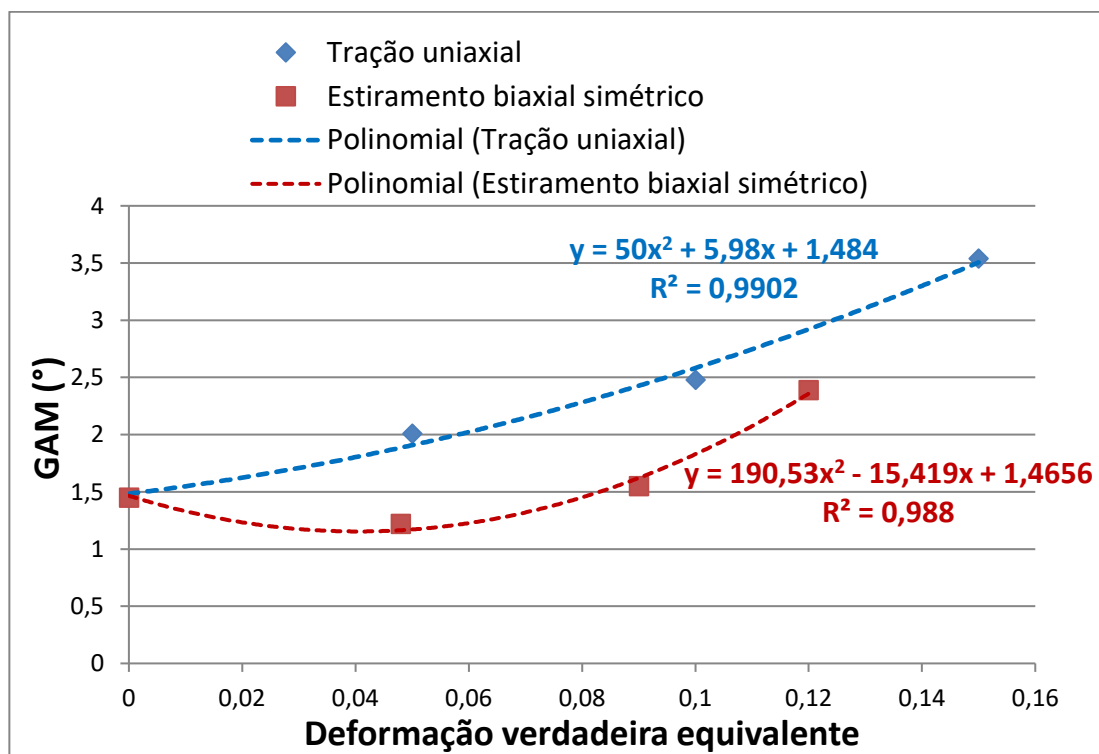


Figura 110 – Relação entre o índice de Desorientação Média de Grão – GAM e a deformação equivalente realizada por tração uniaxial e expansão biaxial (estiramento biaxial simétrico).

5.3.3 *t*-EBSD e Microscopia Eletrônica de Transmissão

A determinação das condições operacionais de análise por *t*-EBSD foi feita na UFRN a partir da lâmina preparada no INMETRO. Os principais parâmetros avaliados foram a distância de trabalho (*Work Distance* -WD) e a inclinação da amostra em relação ao eixo do feixe de elétrons. Para a WD, foram avaliados valores de 3, 5 e 7 mm. Para a inclinação, foram testados valores de 10, 20 e 30°. As análises foram realizadas, para a mesma área da amostra, variando-se os parâmetros supracitados e verificando a qualidade de indexação. Os resultados do efeito de alteração desses parâmetros no índice de qualidade e mapa de orientação são apresentados nas Figuras de 112 a 116, sendo que as quantidades de pontos não indexados são sumarizados na Tabela 17.

Os resultados indicaram que o método é pouco sensível à distância de trabalho na faixa de 3 a 7 mm, apesar do último valor ter proporcionado resultados ligeiramente melhores, indicados pela menor quantidade de pontos não indexados (17%). Com base no presente resultado e também levando-se em consideração à segurança do equipamento, optou-se pela utilização de distância de trabalho de 7 mm para as demais análises em diferentes inclinações.

A avaliação da influência da inclinação da amostra na qualidade das análises via *t*-EBSD indicou que valores de 20 e 30° apresentaram resultados satisfatórios, gerando cerca de 20% de pontos não indexados. Por outro lado, inclinação de 10° mostrou-se a pior condição dentre as avaliadas, gerando 47% de pontos sem indexação. Dentre as variáveis testadas, distância de trabalho (WD) e ângulo de inclinação, obteve-se como melhores parâmetros: 5 mm e 20°, respectivamente. Em todas as condições de ajuste operacional propostas conseguiu-se em torno de 20% de pontos não indexados, ou seja, sem qualidade suficiente para uma indexação confiável. Mesmo assim, optou-se pela análise via *t*-EBSD no INMETRO para a comparação com os resultados obtidos por Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET).

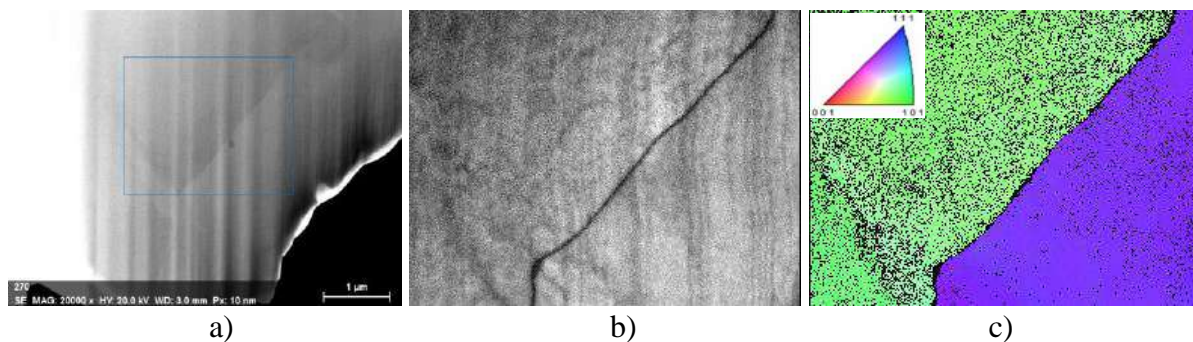


Figura 111 – Análise via *t*-EBSD feita na UFRN a partir de amostra deformada por tração uniaxial 10%, utilizando-se WD de 3 mm e inclinação de 20°. a) imagem por elétrons secundários destacando a área de análise no retângulo azul. b) Mapa de índice de qualidade. c) Mapa de orientações cristalográficas.

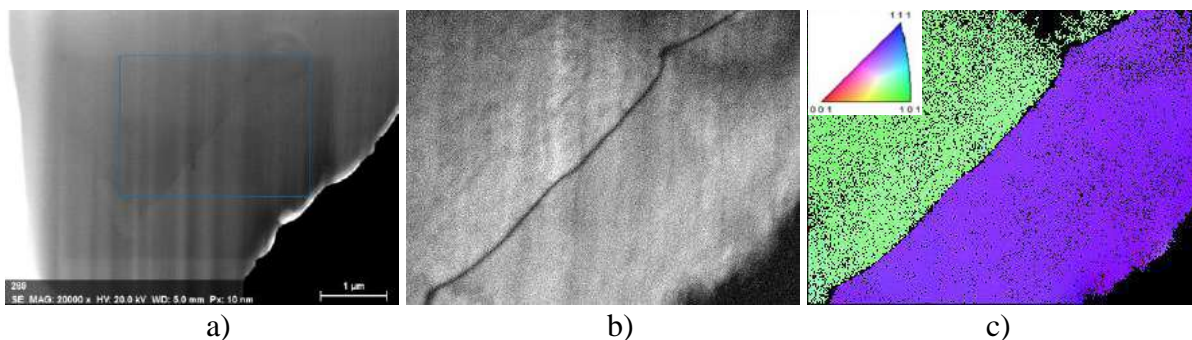


Figura 112 – Análise via *t*-EBSD feita na UFRN a partir de amostra deformada por tração uniaxial 10%, utilizando-se WD de 5 mm e inclinação de 20°. a) imagem por elétrons secundários. b) Mapa de índice de qualidade. c) Mapa de orientações cristalográficas.

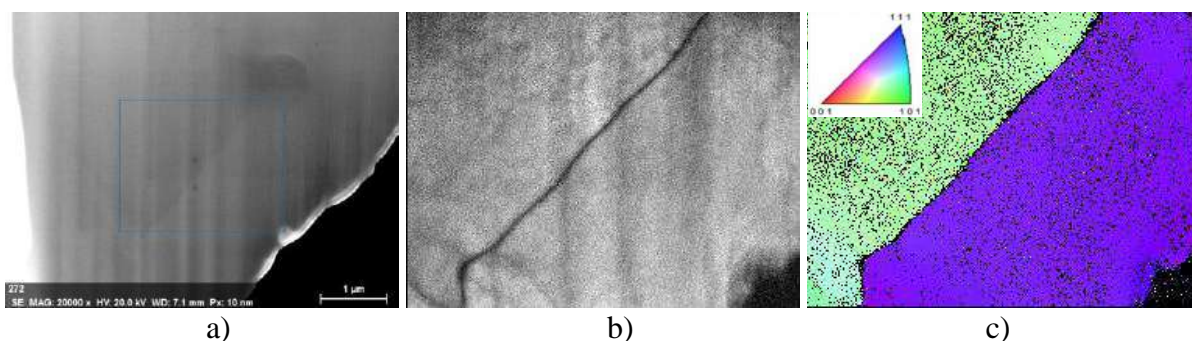


Figura 113 – Análise via *t*-EBSD feita na UFRN a partir de amostra deformada por tração uniaxial 10%, utilizando-se WD de 7 mm e inclinação de 20°. a) imagem por elétrons secundários. b) Mapa de índice de qualidade. c) Mapa de orientações cristalográficas.

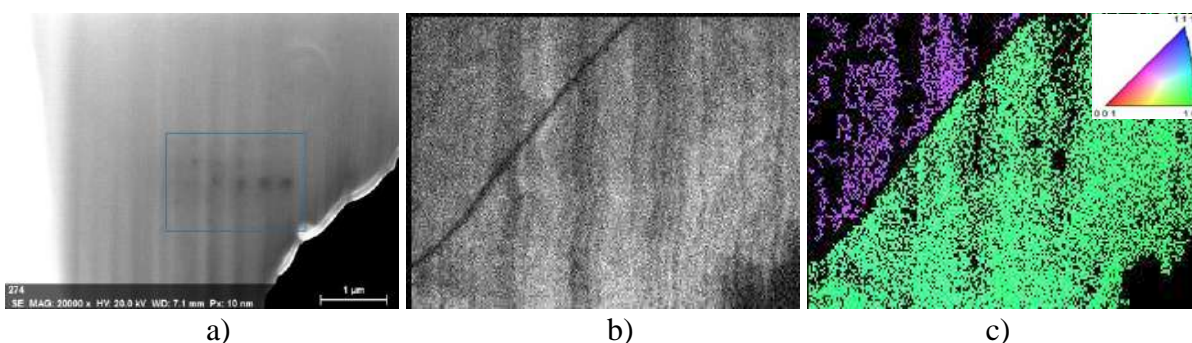


Figura 114 – Análise via *t*-EBSD feita na UFRN a partir de amostra deformada por tração uniaxial 10%, utilizando-se WD de 7 mm e inclinação de 10°. a) imagem por elétrons secundários. b) Mapa de índice de qualidade. c) Mapa de orientações cristalográficas.

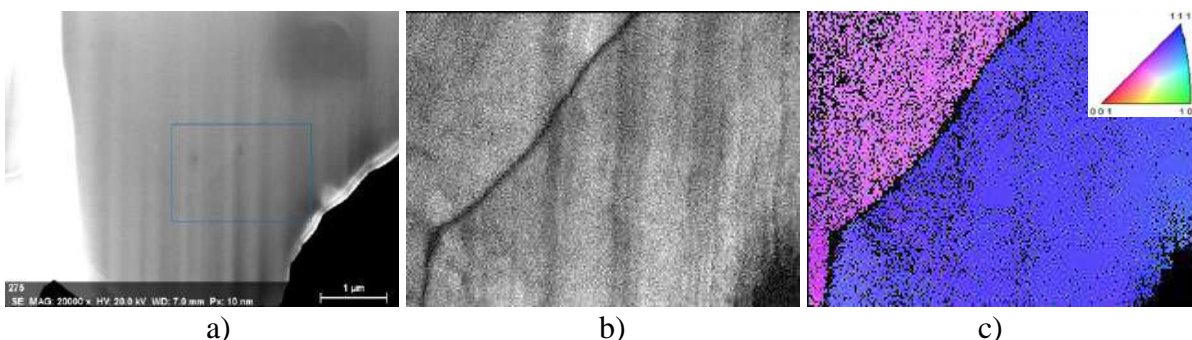


Figura 115 – Análise via *t*-EBSD feita na UFRN a partir de amostra deformada por tração uniaxial 10%, utilizando-se WD de 7 mm e inclinação de 30°. a) imagem por elétrons secundários. b) Mapa de índice de qualidade. c) Mapa de orientações cristalográficas.

Tabela 17 – Resultados do efeito de alteração de parâmetros operacionais de *t*-EBSD na quantidade de pontos não indexados.

Distância de trabalho	Ângulo de inclinação	Pontos não indexados
3 mm	20°	20%
5 mm	20°	19%
7 mm	20°	17%
7 mm	10°	47%
7 mm	30°	20%

Na análise comparativa das técnicas de caracterização de estrutura celular de discordâncias via *t*-EBSD e MET para a amostra deformada 9% por expansão biaxial utilizou-se um lâmina preparada no INMETRO via Microscopia Eletrônica com bombardeamento de íons. Na análise via MET verificou-se a existência de um contorno de grão triplo, indicado por seta vermelha na Figura 117. Todas as considerações feitas para comparação das técnicas de caracterização tiveram essa região como referência.

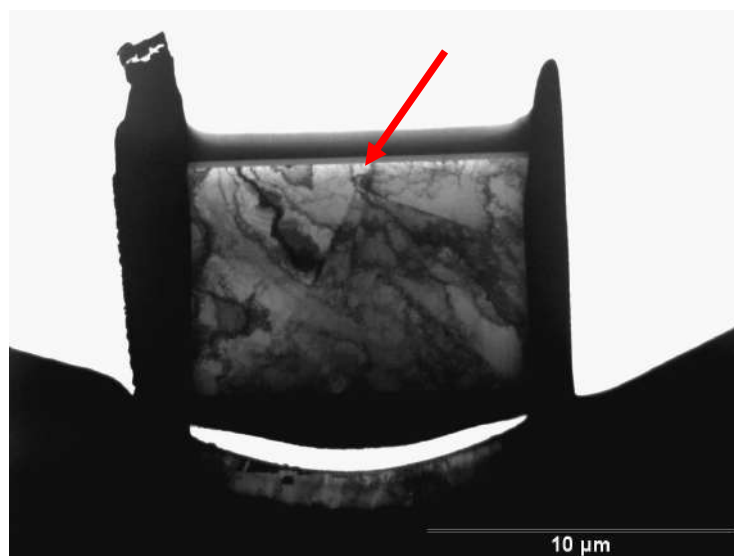


Figura 116 – Aspecto da amostra avaliada para comparação das técnicas análise via *t*-EBSD e MET para a caracterização de estrutura celular de discordâncias na condição de pré-deformação de 9% por expansão biaxial.

Por meio da análise via MET verificou-se a existência de uma estrutura celular de discordâncias formada por grande acúmulo destas na região do contorno de grão devido à deformação plástica do material, conforme mostrado na Figura 118.a. Estas estruturas apresentam aparência similar à de sub-grãos, com formato equiaxial e paredes densas de discordâncias geometricamente necessárias, conforme proposto por Rauch (2004). Cabe ressaltar que a observação dessa estrutura via MET foi muito sensível ao ângulo de análise,

Figura 118.b. A variação de apenas 1° para as análises via MET acarretou imagens distintas da estrutura de discordâncias no ponto de contorno de grão triplo. Contudo, em todas as imagens pode-se constatar a estrutura celular de discordâncias.

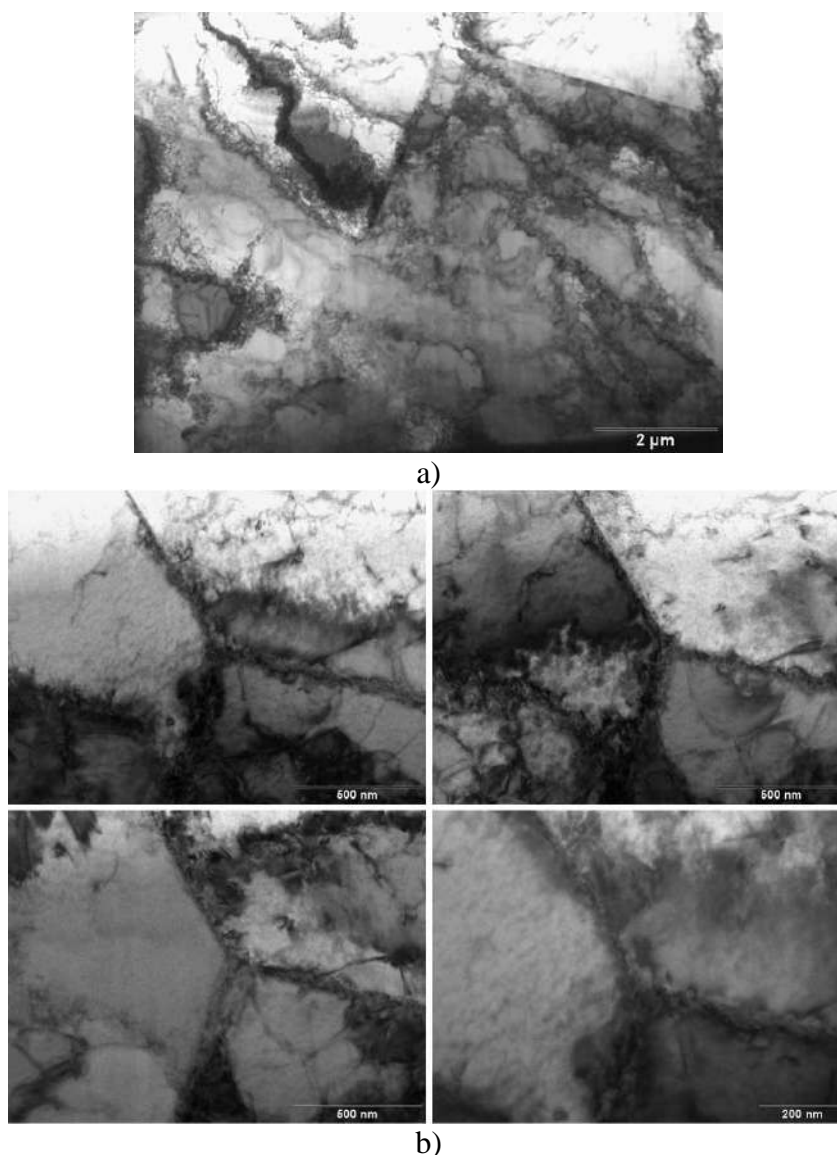


Figura 117 – Análise via MET a) para a caracterização de estrutura celular de discordâncias na condição de pré-deformação de 9% por expansão biaxial. b) imagens do ponto triplo mostrando o efeito da variação do ângulo de análises de apenas 1°.

Utilizando as condições operacionais determinadas na análise por *t*-EBSD feitas na UFRN conseguiu-se uma boa indexação na análise feita no INMETRO para a amostra na condição de pré-deformação de 9% por expansão biaxial. Na Figura 119 são mostrados mapas de *t*-EBSD referentes a Qualidade de Imagem, Orientação Cristalográfica, KAM e GAM obtidos na análise via *t*-EBSD. Comparando a imagem de MET da Figura 118.a com os mapas de Qualidade de Imagem, das Figuras 119.a e 119.b, pode-se observar que existem contrastes mais escuros nos contornos de grão e em regiões dentro dos grãos (identificada na Figura 119.a com um retângulo tracejado), que aparentam corresponder às regiões com alta densidade de

discordâncias, ou seja, elevada intensidade de defeitos na estrutura do cristal, que faz com que dificulte a indexação. Contudo, nos mapas de KAM e GAM essas regiões não foram destacadas (Figuras 119.c e 119.d, respectivamente). A região de destaque dos mapas de KAM e GAM foram as regiões adjacentes ao contorno triplo e uma região no interior de um dos grãos (identificado com retângulo pontilhado na Figura 119.c). Em ambos os casos, observando a Figura 118.a, verifica-se que são locais de alta densidade de discordância. Porém, no mapa de Qualidade de Imagem esses locais não foram identificados com degradação do padrão de difração.

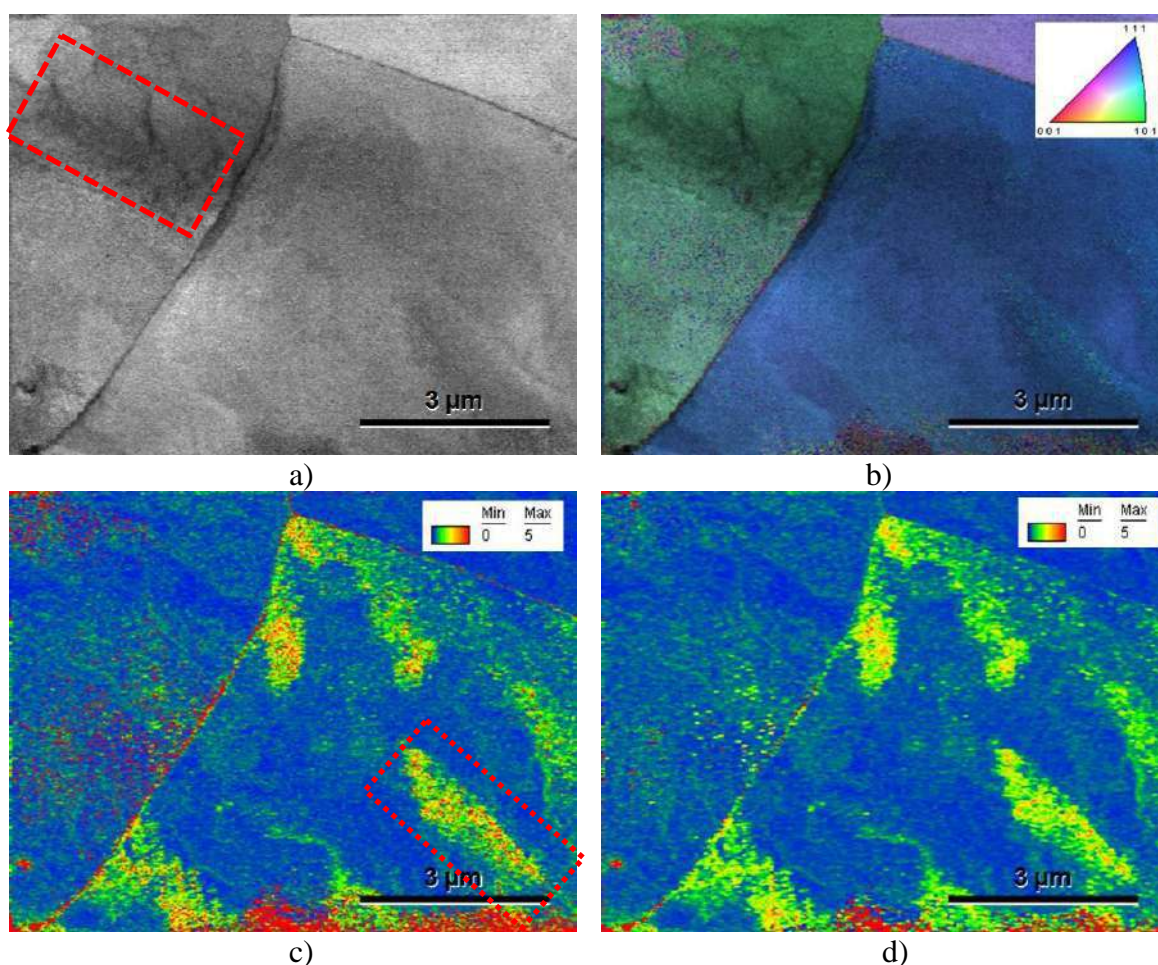


Figura 118 – Análise via *t*-EBSD (INMETRO) utilizando mapas a) de Qualidade de Imagem, b) de Orientação, c) de KAM e d) de GAM para a condição de pré-deformação de 9% por expansão biaxial.

De um modo geral, comparando de forma qualitativa a imagem obtida via MET com mapas obtidos por *t*-EBSD, apesar de algumas evidências verifica-se que a técnica de análise de difração não foi capaz, nas condições de teste empregada de diferenciar as estruturas celulares. Com isso, até o presente momento, ainda não se conseguiu avaliar as estruturas de deformação via *t*-EBSD para as amostras do aço EC160 avaliadas. Tal fato pode indicar também que o método não apresenta resolução angular suficiente para detectar pequenas diferenças de orientações proporcionadas pela deformação plástica imposta aos materiais.

Contudo, apesar de não se ter conseguido padrões de difrações capazes de caracterizar estruturas celulares de discordâncias, não se pode afirmar que a técnica de *t*-EBSD está descartada para este fim. Os resultados obtidos até o momento indicam que técnica convencional de EBSD, mais especificamente via difração de elétrons espalhados adiante (FSD), proporcionam maiores potenciais de avaliação de estrutura de deformação plástica para as amostras do aço EC160 estudadas.

5.4 Deformações Limites

5.4.1 Trajetória linear

O aspecto de corpos de prova do aço EC160 estampados por punção para a determinação da Curva Limite de Conformação é mostrado na Figura 120.a. O aspecto de corpo de prova conformado por expansão biaxial pode ser visto na Figura 120.b. As deformações desses corpos de prova, avaliadas pelo ViALUX®, são mostradas na Figura 121.



a) Aspectos dos corpos de prova estampados por punção

b) Aspecto do corpo de prova estampado por pressão hidráulica

Figura 119 – Aspecto dos corpos de prova estampados por punção e por pressão hidráulica para a determinação da Curva Limite de Conformação.

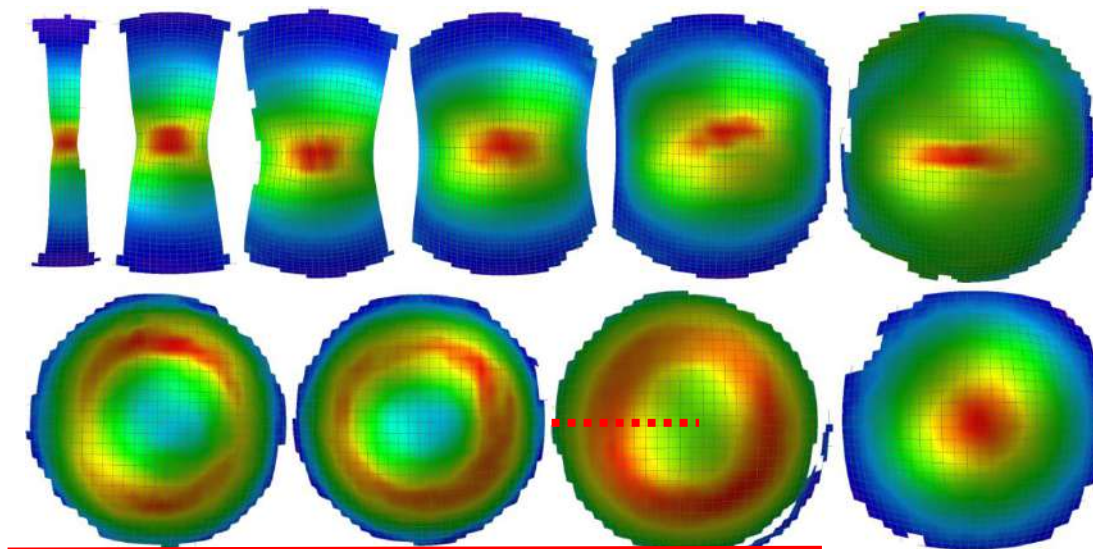
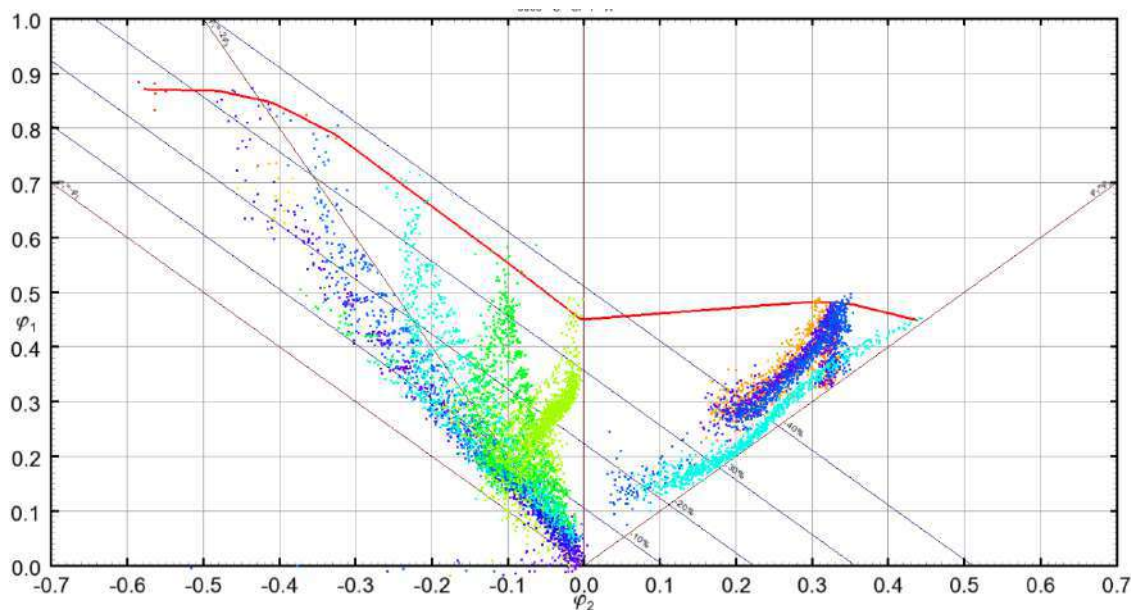


Figura 120 – Perfil de deformação de corpos de prova utilizados para a determinação da Curva Limite de Conformação do aço EC160, a partir da imagem registrada antes da estricção.

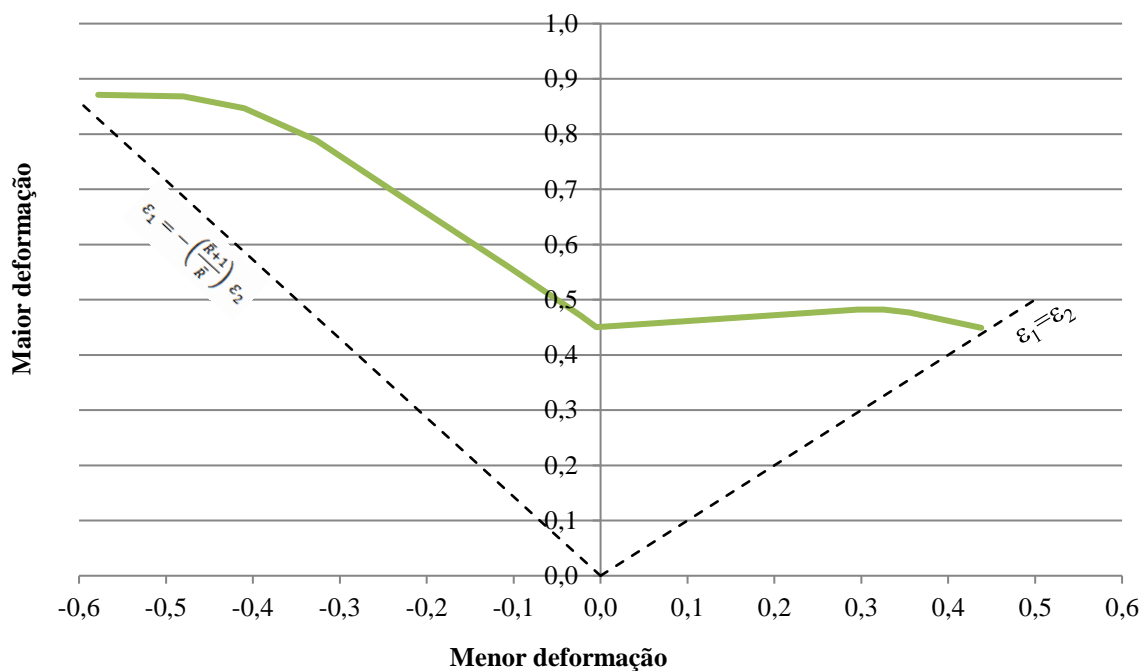
O perfil de deformação dos corpos de prova sublinhados na figura 121 não exibiram as maiores deformações no domo, indicando assim que a condição de lubrificação adotada no ensaio não foi a mais adequada. Nesses casos, o perfil de deformação avaliado em plano passando no centro do diâmetro do domo do corpo de prova exibe um comportamento bimodal, ou seja, não exibe o formato de sino. Contudo, a avaliação segundo metodologia Bragard não foi impossibilitada. Para esses corpos de prova, a avaliação das deformações foi feita, nesse mesmo plano passante no domo, mas analisando-se do centro até a região situada próximo ao raio da matriz, conforme indicado por linha pontilhada em um dos espécimes da Figura 120.

5.4.1.1 Método de Hecker (ASTM 2218)

A CLC em trajetória linear pelo método de Nakajima do aço EC160, obtida pelo método de Hecker à estricção, é apresentada na Figura 122. Verifica-se que a CLC equivale às maiores deformações a que o material foi submetido durante o ensaio em distintas trajetórias de deformação.



a) Trajetórias de deformação dos corpos de prova utilizados par a determinação da CLC

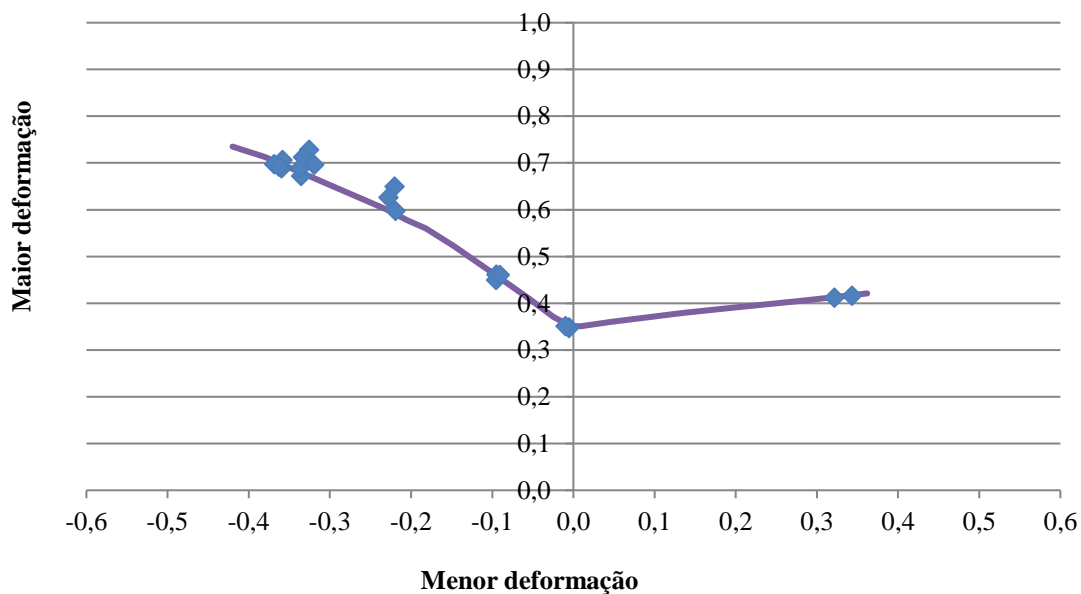


b) CLC em deformação por trajetória linear

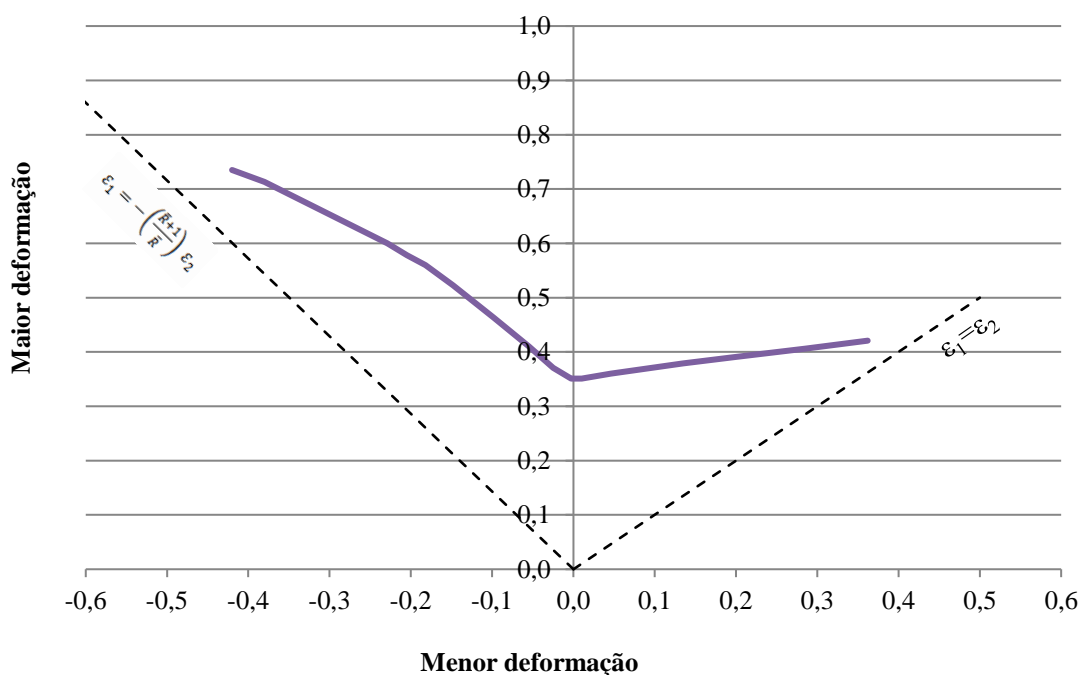
Figura 121 - Curva Limite de Conformação do aço EC160, determinada por trajetória linear pelo método de Nakajima e expressa em deformação pela técnica de Hecker à estricção.

5.4.1.2 Método de Bragard (ISO 12004)

As deformações limites que possibilitaram a determinação da curva limite de conformação, em trajetória linear do aço EC160, por meio do método do sino proposto por Bragard são apresentadas na Figura 123. A CLC equivale a uma interpolação feita pelo programa AutoGrid[®], utilizado como critério às deformações limites.



a) Pontos de deformação dos corpos de prova utilizados para a determinação da CLC



b) CLC em deformação por trajetória linear

Figura 122 - Curva Limite de Conformação do aço EC160, determinada por trajetória linear pelo método de Nakajima e expressa em deformação pela técnica de Bragard.

5.4.1.3 Previsão e comparações

As Curvas Limites de Conformação determinadas a partir da formulação de Keeler são apresentadas em deformação verdadeira e de engenharia na Figura 124. Nota-se, conforme era esperado, os valores mais elevados em ε_1 da CLC em deformação de engenharia. Em relação à ε_2 , a CLC em deformação de engenharia exibiu maiores valores para deformações positivas e menores para as negativas.

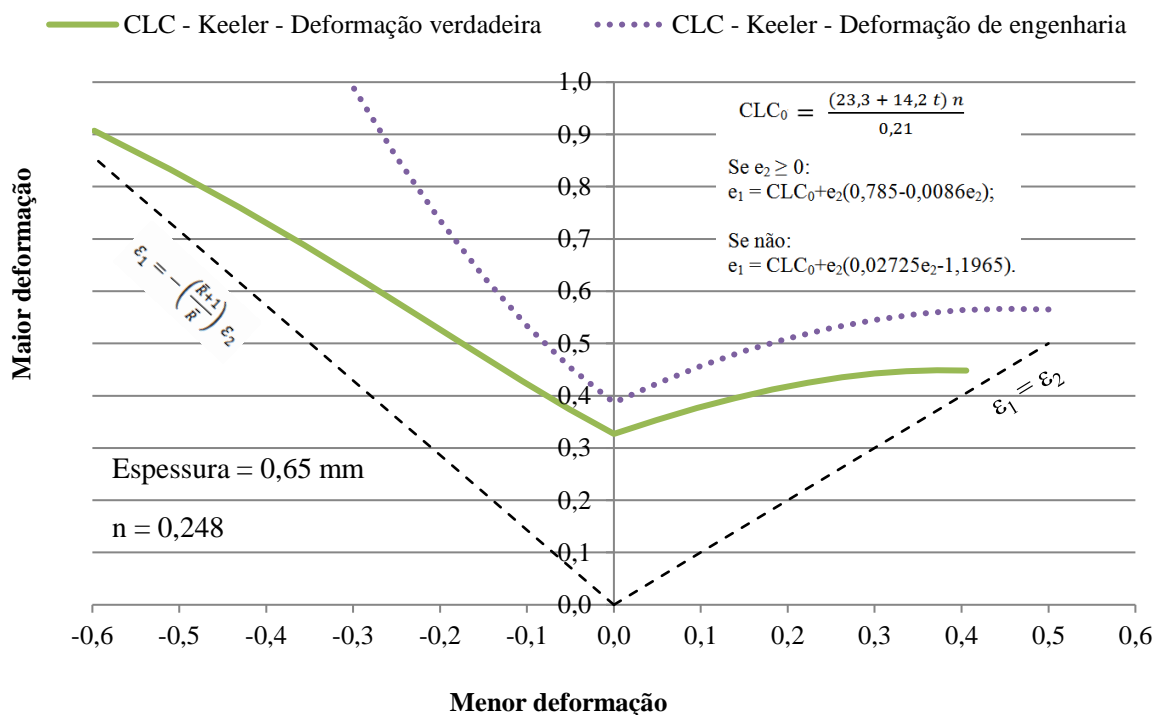


Figura 123 - Curva Limite de Conformação do aço EC160, determinada pela metodologia de Keeler e expressa em deformação verdadeira e de engenharia.

Na Figura 125 são comparadas as deformações limites determinadas experimentalmente em trajetória linear pelos métodos de Hecker à estrição (exibidas com a linha contínua) e de Bragard (representada pela linha pontilhada), além da prevista pela formulação de Keeler (apresentada pela linha tracejada). Nota-se que a CLC determinada pelo método de medição de Hecker à estrição (similar ao da norma ASTM E2218) apresentam valores de deformações em ϵ_1 maiores do que os obtidos pelo método de Bragard (empregado na norma ISO12004-2) e pela previsão de Keeler. Comportamento similar foi observado por Lee e colaboradores, 2010 e Tepedino *et al.* 2012 (Figura 31).

A diferença entre as deformações limites refere-se às técnicas para o levantamento da CLC utilizadas nesses métodos. Para a metodologia de Hecker, o frame analisado nas avaliações da deformação foi o anterior ao que exibiu uma estrição localizada de forma notória. Apesar de não ser observada uma estrição nítida, acredita-se que no frame analisado já tinha ocorrido uma localização das deformações no corpo de prova. No método de Bragard, o frame avaliado foi o anterior ao de ocorrência da trinca. Cabe ressaltar, que para material fino, igual ao avaliado no presente estudo (0,65 mm), o início visível da estrição localizada logo é seguido da fratura do material, ou seja, não ocorre uma estrição localizada pronunciada. Com isso, o frame avaliado pelo método de Bragard foi o posterior ao do utilizado pela técnica de Hecker. Em virtude do ajuste da curva interpolada sobre a distribuição das deformações, Figura 123.a, do método de Bragard fazer uma compensação para a previsão do início da

estricção, os valores de deformação em ε_1 foram menores do que os obtidos no método de Hecker. Conforme mencionado por Tepedino *et al.* (2012), Figura 31, é admissível considerar o início da estricção como critério de falha, visto que a ocorrência desta é um dos principais fatores que invalidam a aplicação da peça estampada. Com isso, foi considerado pelos autores que a metodologia de Bragard seria mais adequada para utilizações de CLC sem a adoção de uma margem de segurança (*offset* de deslocamento da CLC para menor valor em ε_1 , cujo valor depende do critério adotado, o valor mais comum é -10%). Contudo, cabe ressaltar, que a escolha do método depende exclusivamente da preferência do cliente (no caso de clientes do setor automotivos, marcas com matriz nos Estados Unidos tendem a utilizar a norma ASTM com referência, enquanto que as europeias e japoneses tendem a escolher a norma ISO).

Percebe-se também na Figura 125 que a curva prevista de Keeler foi muito similar à empregada no método de Bragard. Os valores mais positivos e negativos em ε_2 da CLC de Keeler se devem em função da faixa de ε_2 aleatória adotada (de -0,6 a 0,4). Na Tabela 18 e Figura 126 são mostradas comparações entre os valores de CLC_0 determinados experimentalmente e previstos empírico-analiticamente. Corroborando o posicionamento das curvas

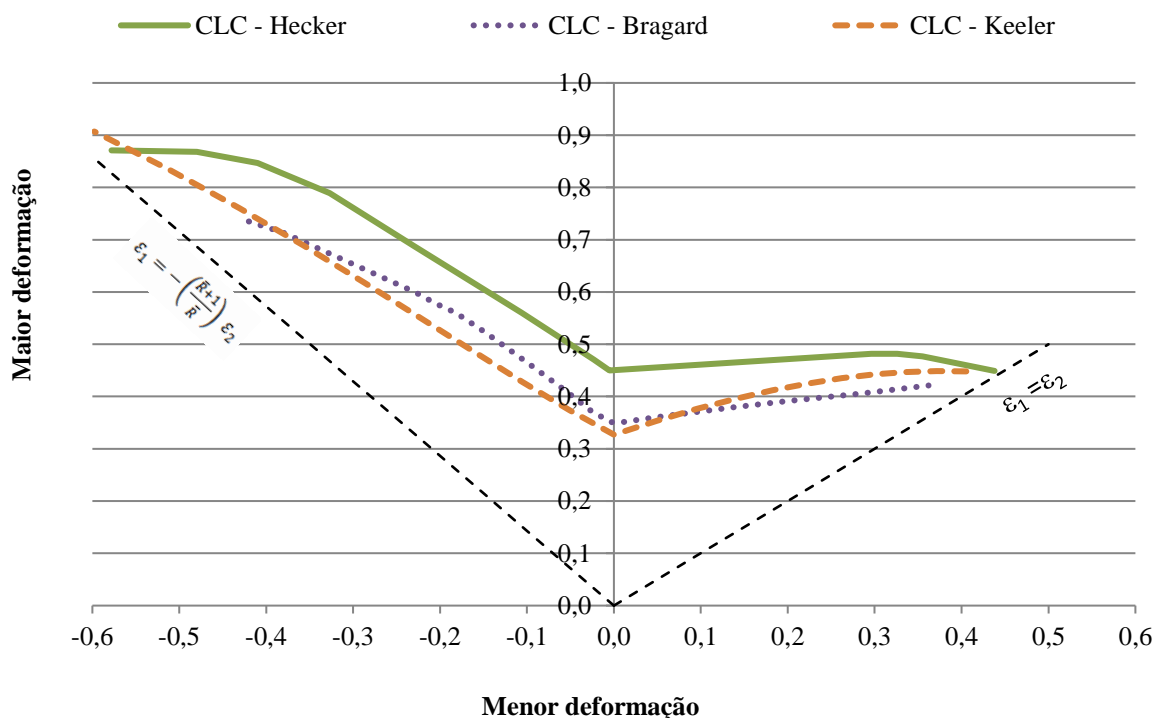


Figura 124 - Comparação das Curvas Limites de Conformação determinadas experimentalmente em trajetória linear pelos métodos de Hecker à estricção e de Bragard, além da prevista pela formulação de Keeler.

Tabela 18 - Valores de CLC_0 determinados experimentalmente e preditos pelas equações de Keeler (1975) e Abspoel *et al.* (2011).

Valores de CLC_0			
Métodos experimentais		Métodos de previsão	
Hecker	Bragard	Keeler	Abspoel <i>et al.</i> (2011)
0,450	0,351	0,327	0,362

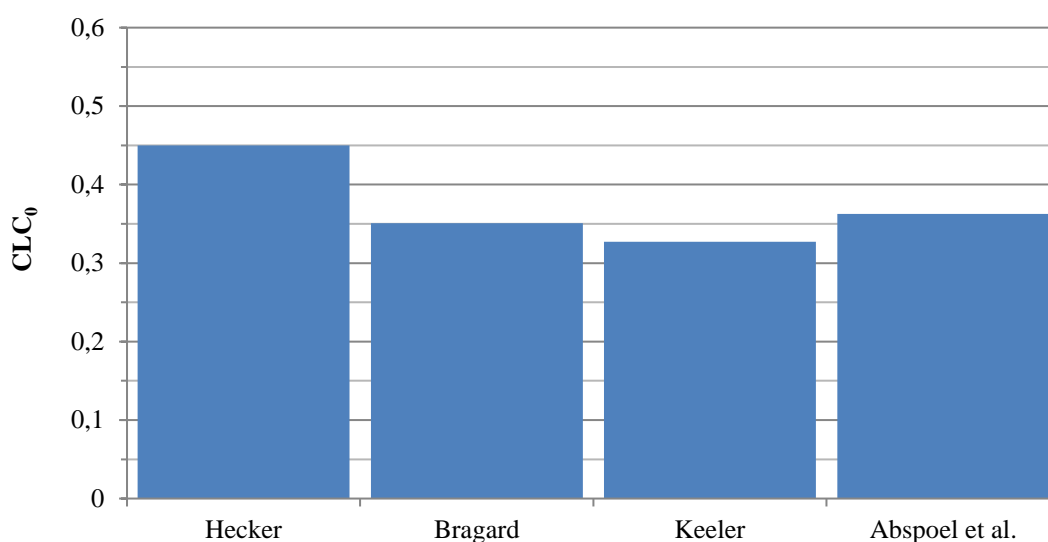


Figura 125 - Valores de CLC_0 obtidos experimentalmente e preditos por meio das formulações de Keeler (1975) e de Abspoel *et al.* (2011).

Na Figura 127 é mostrada a curva limite de afinamento do aço avaliado pelas diferentes técnicas (Hecker, Bragard e Keeler). Percebe-se, como era esperado, que sob deformações em estiramento uniaxial o afinamento de espessura é praticamente constante. A exceção foi a CLC do método de Hecker que, para deformações em ε_2 menores que -0,4, ocorreu uma queda no afinamento de espessura. Esse gráfico torna-se muito útil para uma visualização direta do afinamento local de espessura, que é um dos critérios adotados pela indústria automotiva para a aprovação/reprovação de peças estampadas. Cada montadora automotiva tem o seu critério de afinamento de espessura máxima, sendo valores mais comuns 30% e 40% de redução em deformação de engenharia.

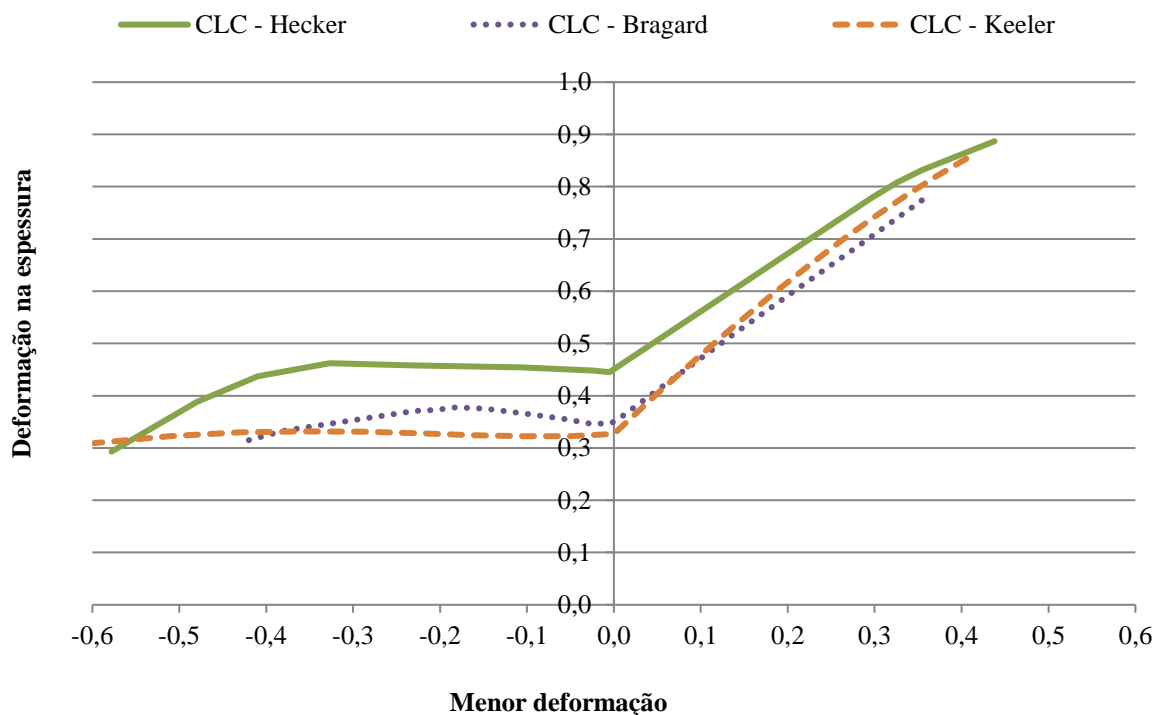


Figura 126 - Curva limite de afinamento de espessura do aço EC160 avaliada pelas diferentes técnicas (Hecker, Bragard e Keeler).

5.4.2 Curva Limite de Conformação em trajetórias bilineares

5.4.2.1 Método de Hecker à estrição

O efeito do emprego de trajetórias bilineares, com pré-deformações por tração uniaxial e por estiramento biaxial simétrico, na CLC do aço EC160 determinada pela metodologia de Hecker à estrição é mostrado na Figura 128. O efeito da alteração da trajetória de deformação será discutido no item 5.4.2.3.

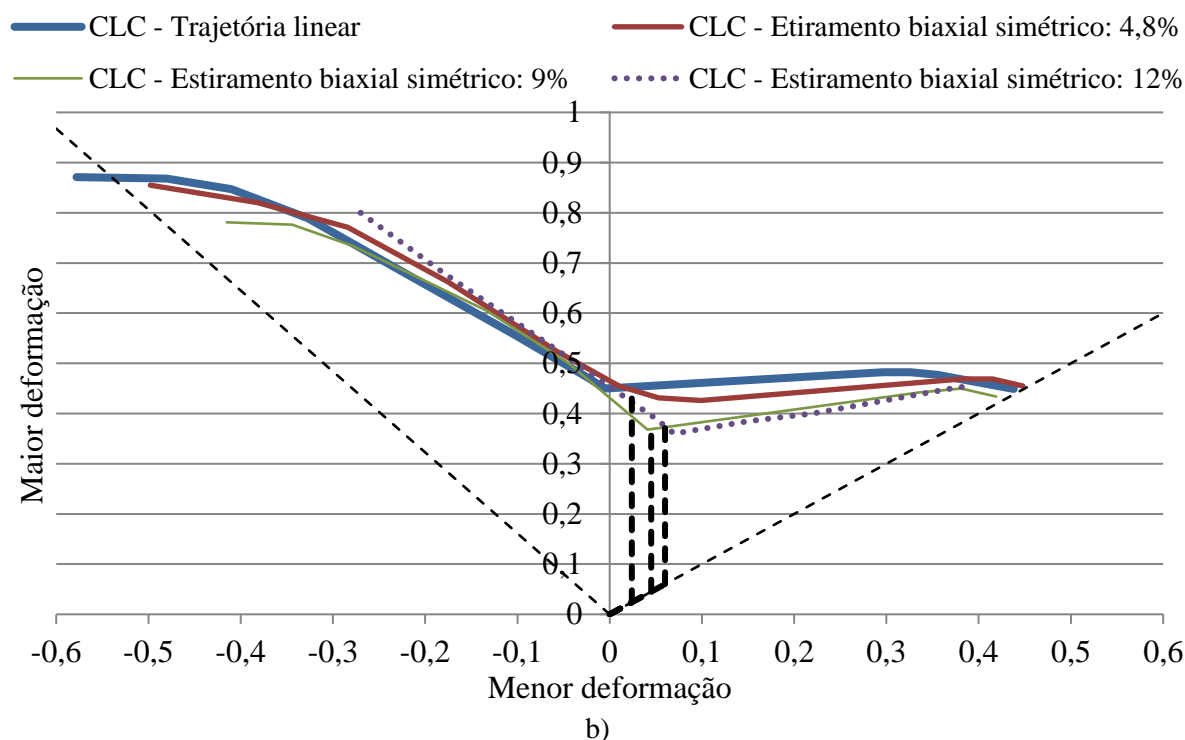
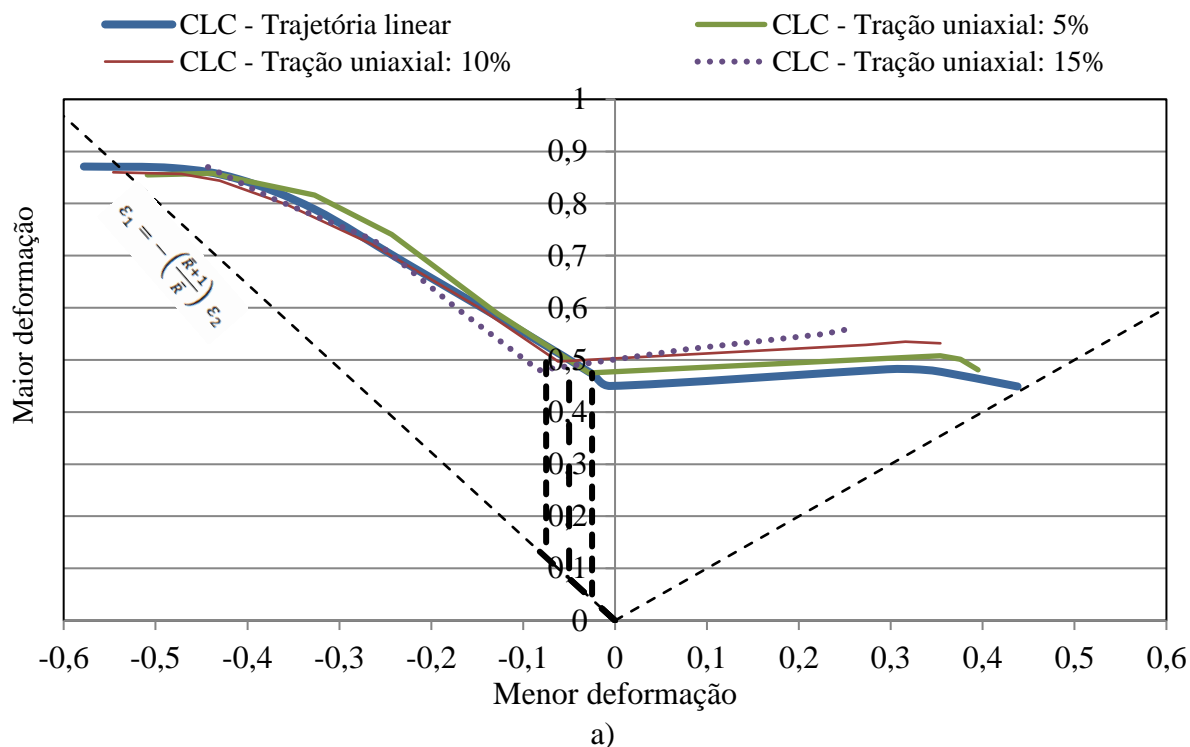


Figura 127 - Curvas Limite de Conformação em trajetória linear e bilinear pelo método de Hecker, considerando as pré-deformações a) por tração uniaxial (5; 10 e 15%) e b) por estiramento biaxial simétrico (4,8; 9 e 12%).

5.4.2.2 Método de Bragard

Na Figura 129 é apresentado o efeito do emprego de trajetórias bilineares, com pré-deformações por tração uniaxial e por estiramento biaxial simétrico, na CLC do aço EC160 determinada pela metodologia de Bragard. A região de domínio negativo da menor deformação para a CLC bilinear para a pré-deformação de 12% sob estiramento biaxial não pode ser

determinada devido ao perfil de deformação dos corpos de prova (espécimes sublinhados na Figura 130). O perfil de deformação não respeitou os requisitos da norma ISO 12004-2 (2009) para o cálculo de derivação. A discussão do efeito da trajetória de deformação será feita no item 5.4.2.3.

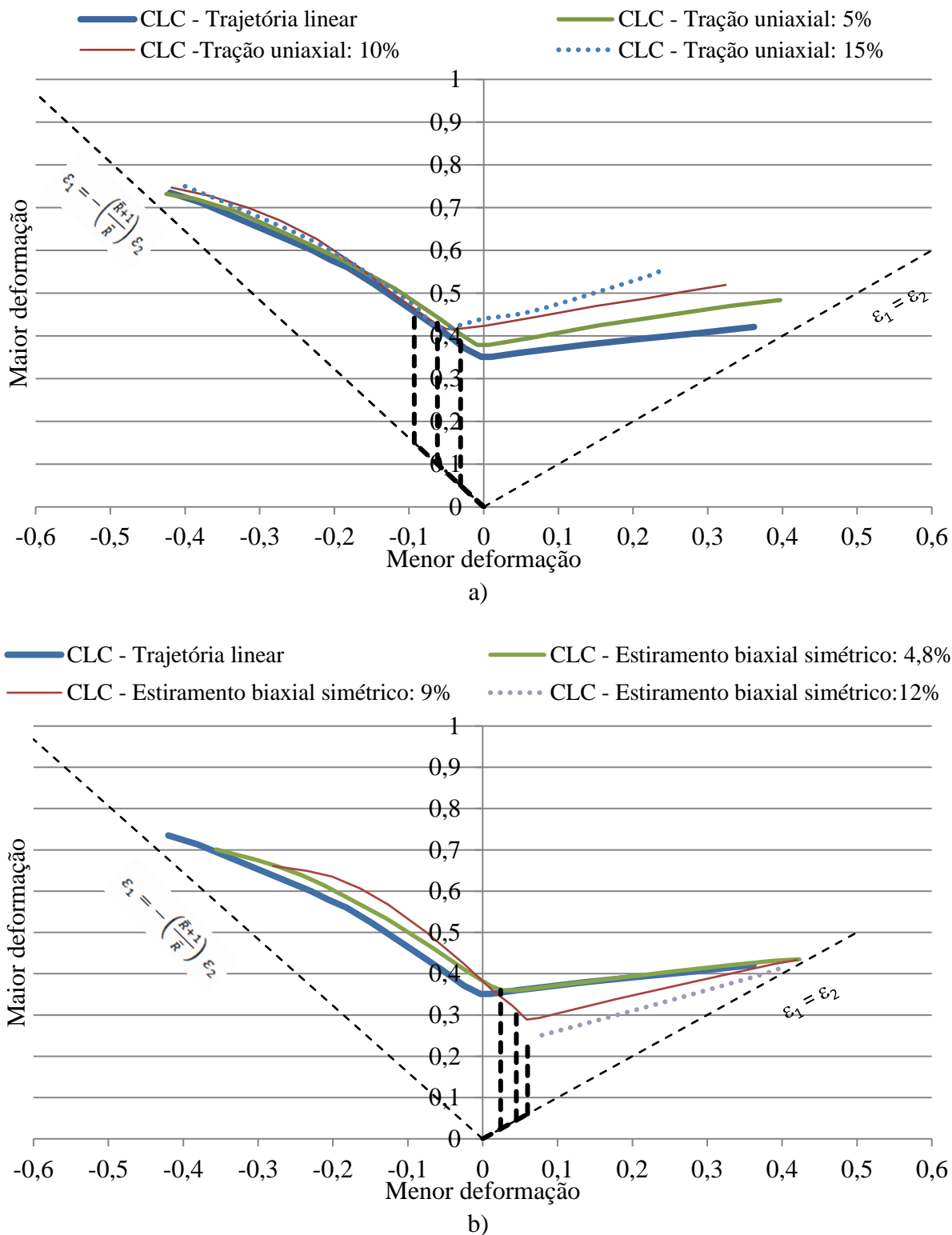


Figura 128 - Curvas Limite de Conformação em trajetória linear e bilinear pelo método de Bragard, considerando as pré-deformações a) por tração uniaxial (5; 10 e 15%) e b) por estiramento biaxial simétrico (4,8; 9 e 12%).

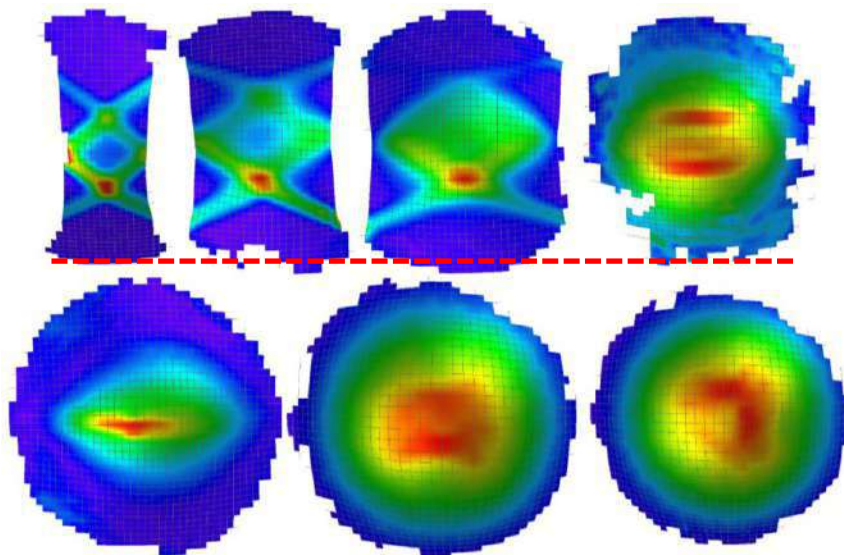


Figura 129 – Aspecto do perfil de deformação dos corpos de prova ensaiados após pré-deformação de 12% por estiramento biaxial.

5.4.2.3 Efeitos da mudança de trajetória de deformação

Considerando a pré-deformação na determinação das Curvas Limite de Conformação por ambos os métodos (Hecker e Bragard) com trajetória bilinear (Figuras 128 e 129), os resultados de literatura são corroborados, devido aos seguintes fatores:

- A capacidade do material se deformar sob estiramento biaxial foi maximizada após maiores pré-deformações por tração uniaxial;
- O menor valor da CLC (CLC_0), quando da pré-deformação por tração uniaxial foi deslocado para a esquerda e para maiores valores em ϵ_1 ;
- Analisando somente a trajetória de deformação por tração uniaxial das Figuras 128.a e 129.a, percebe-se que a capacidade de deformação não foi alterada, como era esperado (pois tanto a pré-deformação quanto a segunda deformações foram nesse modo de deformação);
- A capacidade de deformação sob estiramento biaxial do aço EC160 sofreu uma queda quando da pré-deformação por estiramento biaxial simétrico;
- Contudo, a capacidade de deformação sob estiramento biaxial simétrico não sofreu alteração (Figuras 128.b e 129.b);
- O valor CLC_0 após a pré-deformação por estiramento biaxial simétrico sofreu um decréscimo e se deslocou para direita do diagrama;
- Quando a pré-deformação e a deformação subsequente foram no modo de deformação por estiramento biaxial (Figuras 128.b e 129.b), percebe-se que a capacidade de estiramento deformação não foi alterada.

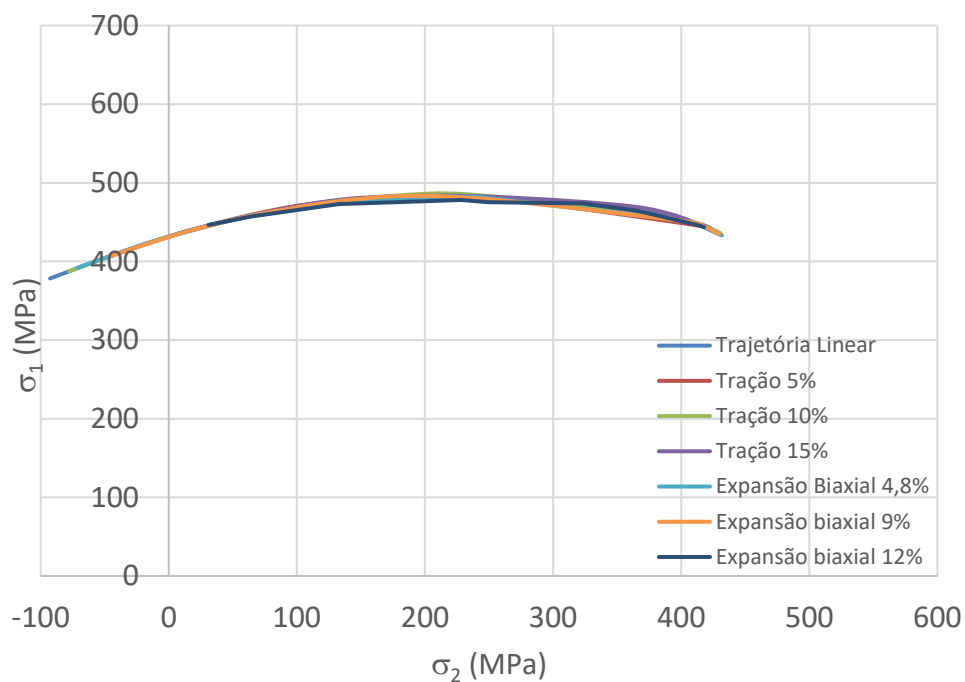
Alterações similares no posicionamento da CLC, em função da trajetória bilinear, foram obtidas por Freitas *et al.* (2013), para um aço *Interstitial Free*, similar ao do presente estudo. Os autores relataram que o limite de deformação aumenta no domínio de deformação biaxial, após uma pré-deformação por tração uniaxial e deformação plana. Ainda segundo os autores, a pré-deformação por estiramento biaxial simétrico acarreta decréscimo da capacidade de deformação do material na região de estiramento biaxial e aumento dos valores de ε_1 para deformações no domínio de $\varepsilon_2 < 0$.

5.5 Outras representações da CLC

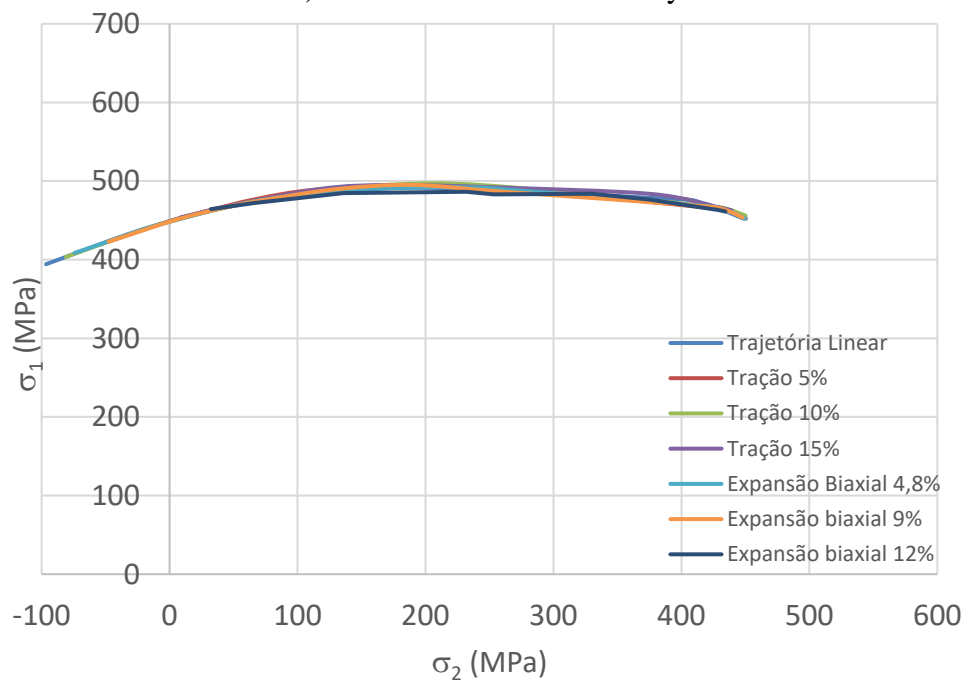
5.5.1 Espaço de tensões principais

As representações em tensão das CLC obtidas em termos de deformação pelos métodos de Hecker à estricção e de Bragard são apresentadas nas Figuras de 131 a 134. Para essas representações utilizou-se as equações de encruamento que tiveram melhor ajustes (Hockett-Sherby e Swif/Hockett-Sherby), além dos Equações de plasticidade de von Mises e de Hill (1948) Nessa determinação de σ_1 e de σ_2 utilizaram-se as metodologias apresentadas na Figura 73. Verificou-se a independência das curvas representadas no espaço das tensões principais propostas Stoughton e Zhu (2004) e por Stoughton e Yoon (2012) para todas as condições de critério de escoamento e de equação de encruamento avaliadas.

Pelo fato do método Bragard utilizar o algoritmo matemático para a determinação das deformações limites, sendo que esta formulação varia em função do ponto de fratura (no domo ou na lateral), verificou-se um ligeiro maior espalhamento para esse método. Contudo, pode-se afirmar que foi comprovada a independência da CLC representada em tensão em relação à trajetória de deformação devido ao pequeno espaçamento das curvas.

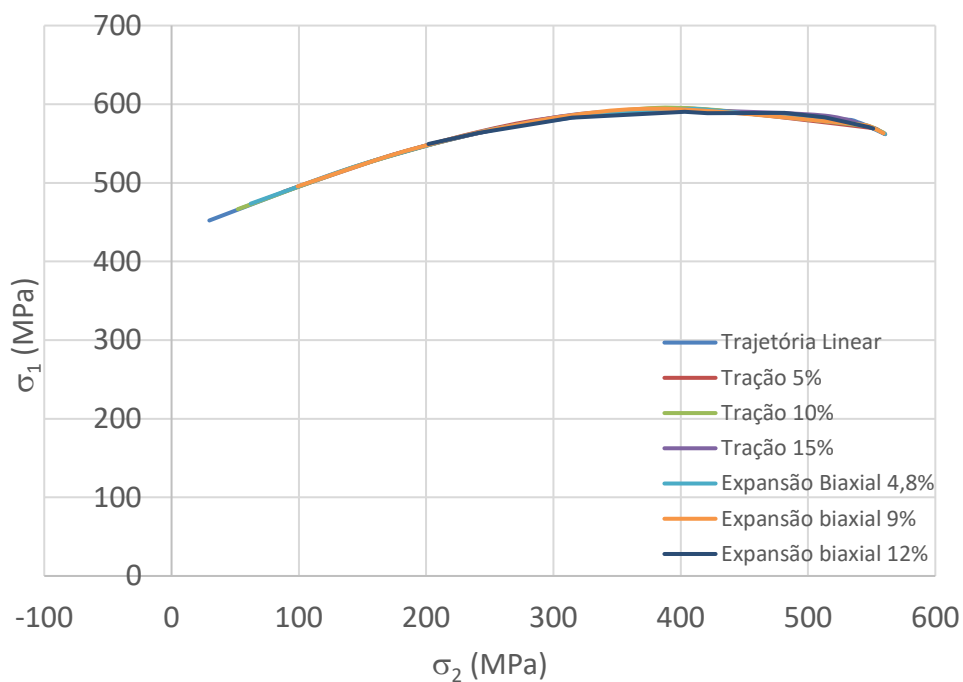


a) von Mises – Hocket-Sherby

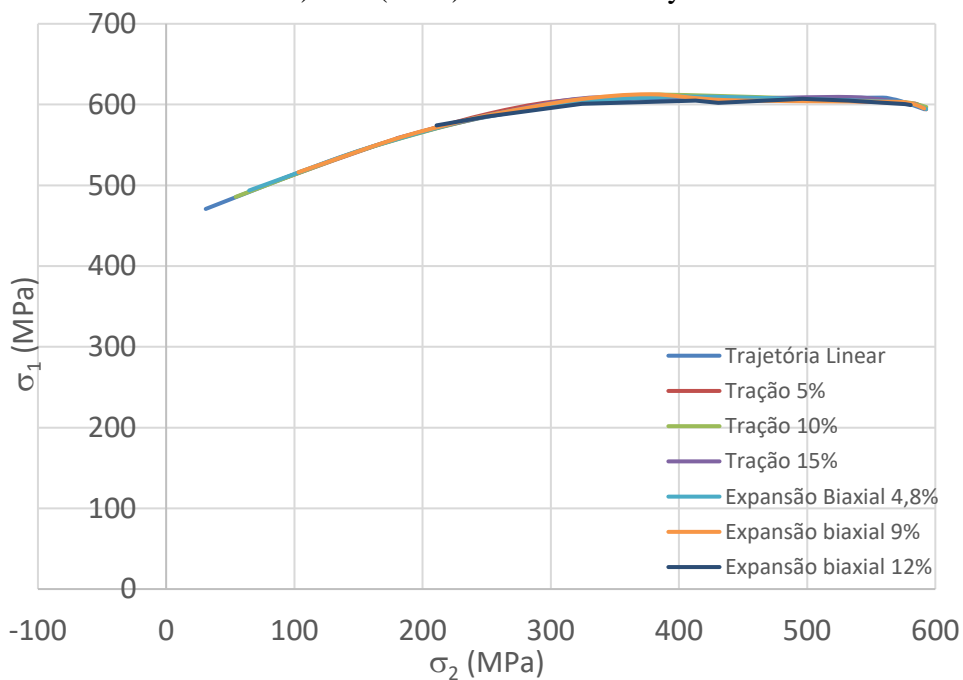


b) von Mises Swift/Hocket-Sherby

Figura 130 - Curvas Limites de Conformação representadas em tensão a partir de conversão das deformações limites de Hecker utilizando o modelo de von Mises e as equações de encruamento a) de Hocket-Sherby e b) Swift/Hochet Sherby.

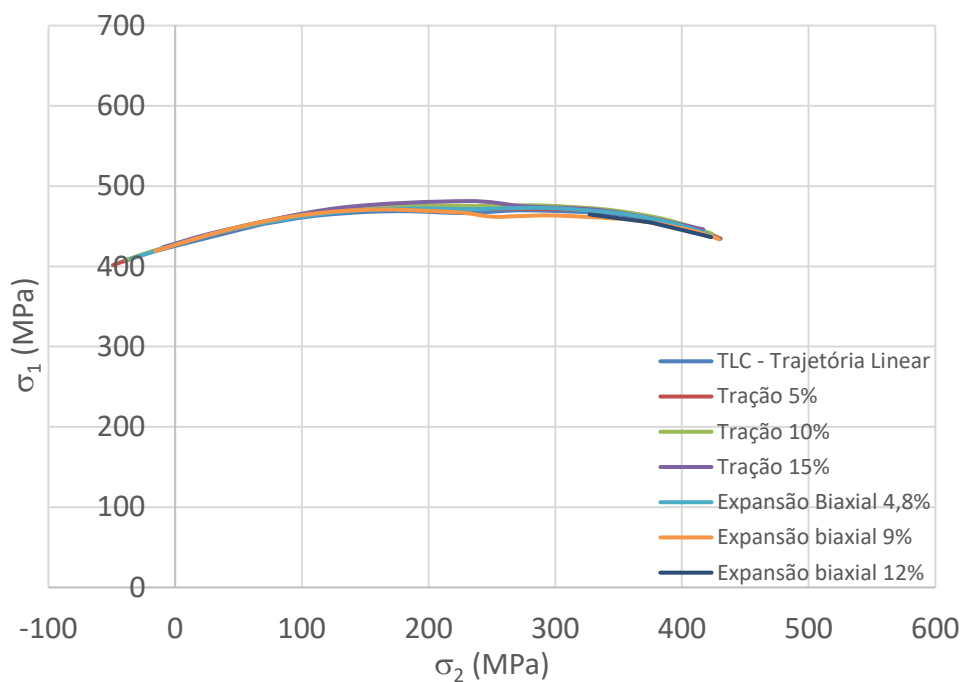


a) Hill (1948) - Hocket-Sherby

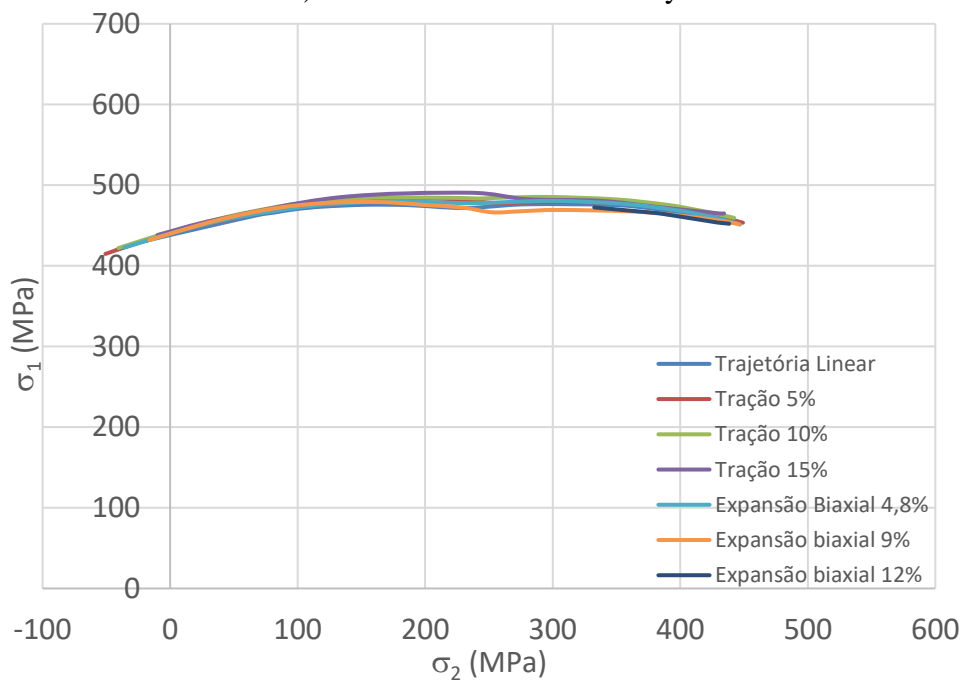


b) Hill (1948) - Swift/Hocket-Sherby

Figura 131 - Curvas Limites de Conformação representadas em tensão a partir de conversão das deformações limites de Hecker utilizando o modelo de Hill (1948) e as equações de encruamento a) de Hocket-Sherby e b) Swift/Hochet Sherby.

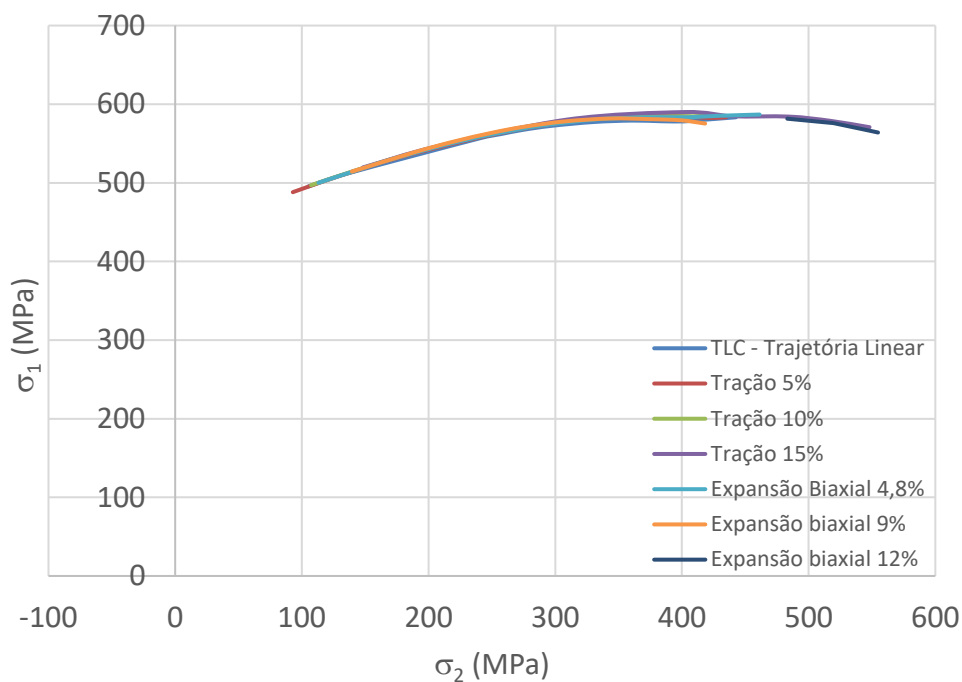


a) von Mises – Hocket-Sherby

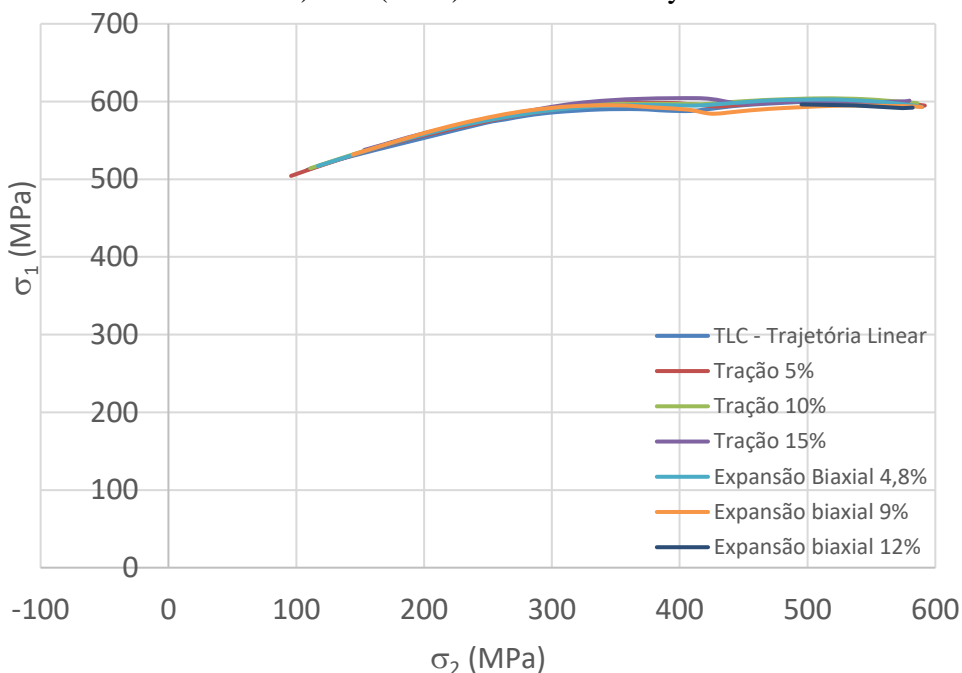


b) von Mises Swift/Hocket-Sherby

Figura 132 - Curvas Limites de Conformação representadas em tensão a partir de conversão das deformações limites de Bragard utilizando o modelo de von Mises e as equações de encruamento a) de Hocket-Sherby e b) Swift/Hochet Sherby.



a) Hill (1948) - Hocket-Sherby



b) Hill (1948) - Swift/Hocket-Sherby

Figura 133 - Curvas Limites de Conformação representadas em tensão a partir de conversão das deformações limites de Bragard utilizando o modelo de Hill (1948) e as equações de encruamento a) de Hocket-Sherby e b) Swift/Hochet Sherby.

Apesar da independência das curvas representadas em tensão, verifica-se a partir de curvas em trajetória linear de deformação (Hecker e Bragard), que tanto a equação de encruamento, quanto o critério de plasticidade adotados na conversão da curva têm grande influência no posicionamento das Curvas Limites de Conformação representada em tensão, Figura 135. A utilização da equação de encruamento de Hocket-Sherby e do modelo de plasticidade de von Mises tornaram as Curvas Limites de Conformação mais conservadoras. A

consideração do efeito da anisotropia pelo modelo de Hill (1948) intensifica as tensões, principalmente em condições de estiramento biaxial simétrico. Com a adoção do modelo de von Mises, nota-se que as regiões extremas de embutimento das CLC ficaram em região do domínio negativo de σ_2 , indicando assim sofrer compressão. Utilizando o modelo de Hill (1948) e a equação de Hocket-Sherby como referência, pode-se verificar a permanência do método de Bragard como o mais conservado (apesar da proximidade das curvas), igualmente observado para a representação da CLC em deformações principais, Figura 136.

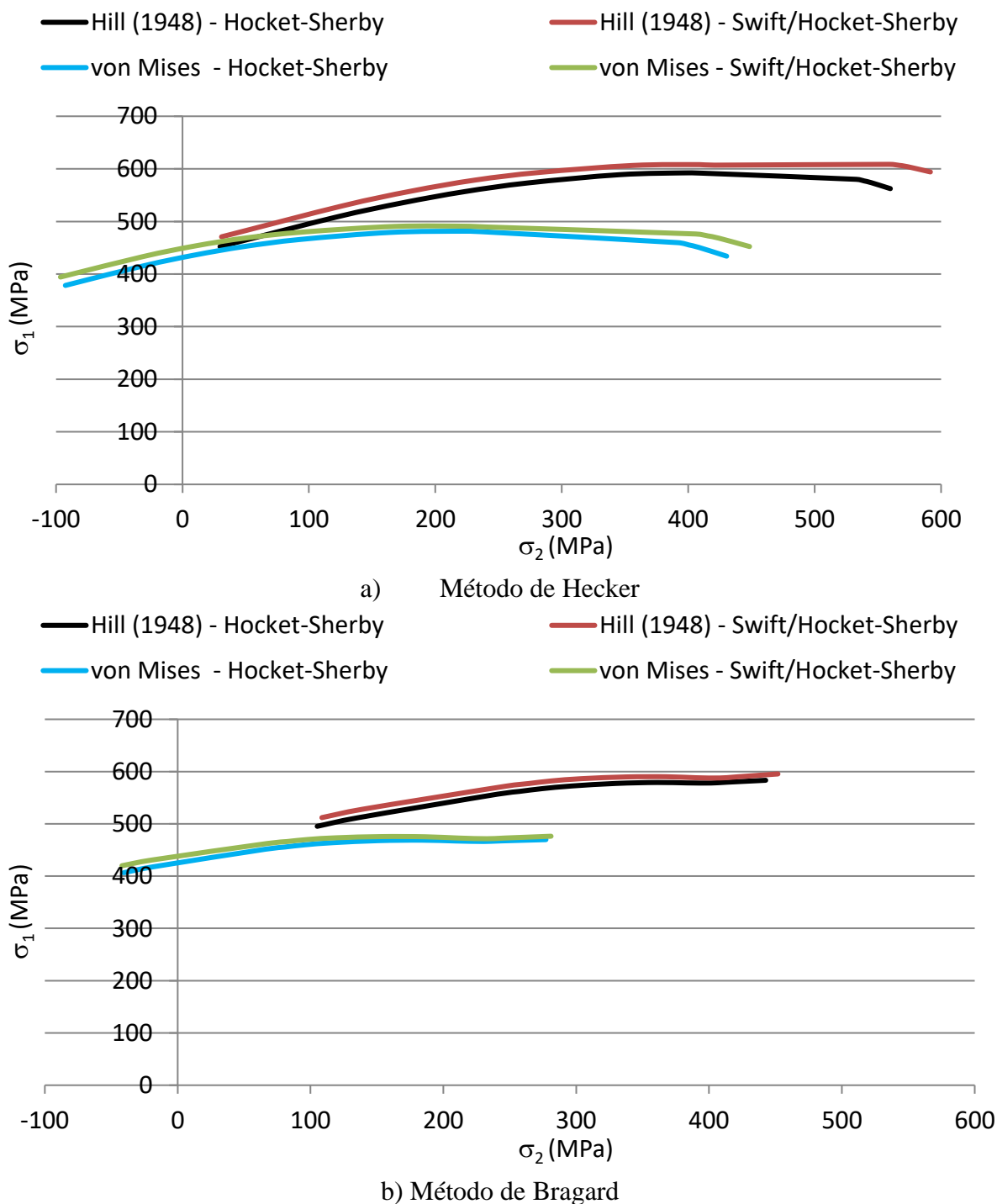


Figura 134 - Efeito do modelo de plasticidade adotado para a conversão das CLC representadas em deformação para tensão. a) Método de Hecker e b) Método de Bragard.

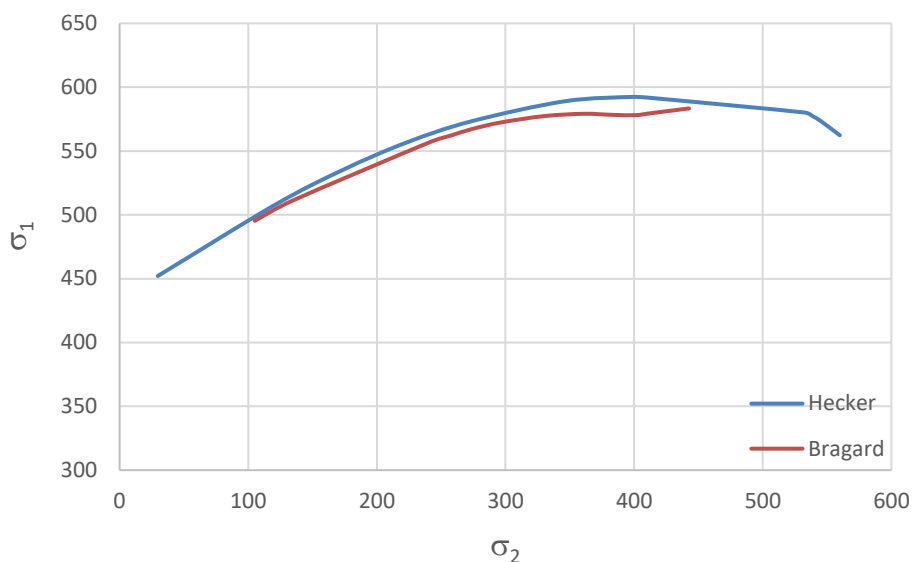


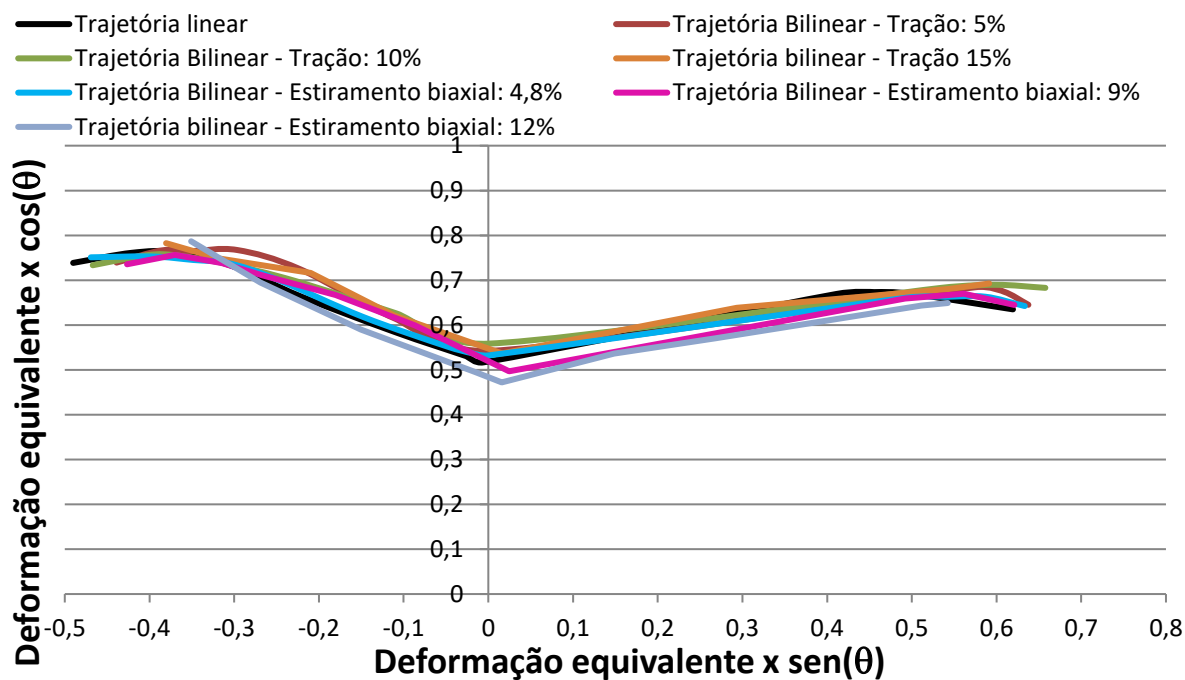
Figura 135 - Efeito da técnica de avaliação das deformações limites de Hecker e de Bragard na CLC representadas em tensão.

5.5.2 Deformação plástica equivalente

As deformações limites determinadas em trajetórias lineares e compostas pelas técnicas de Hecker e Bragard, representadas em deformação plástica equivalente a partir dos modelos de plasticidade de von Mises e Hill (1948) são mostradas nas Figuras 137 e 138. Nota-se que as curvas representadas em deformação plástica equivalente a partir das deformações limites de Hecker, tanto para o critério de von Mises quanto para o de Hill (1948) acarretaram maior independência em relação à trajetória de deformação, ou seja, exibiram um menor espalhamento. Apesar do espalhamento das curvas de deformação plástica equivalente avaliadas pela técnica de Bragard, atribuída a metodologia matemática para a determinação das deformações limites, pode-se afirmar que os modelos de plasticidade utilizados foram capazes de tornar essas curvas insensíveis à alteração da trajetória de deformação. Essa afirmação advém do fato que mesmo as alterações de posicionamento, verificou-se que a curva em trajetória linear se apresentou no centro desse espalhamento. Apesar da utilização de curva de encruamento diferente, essa independência da representação por deformação plástica equivalente corrobora os resultados de Stoughton (2012).

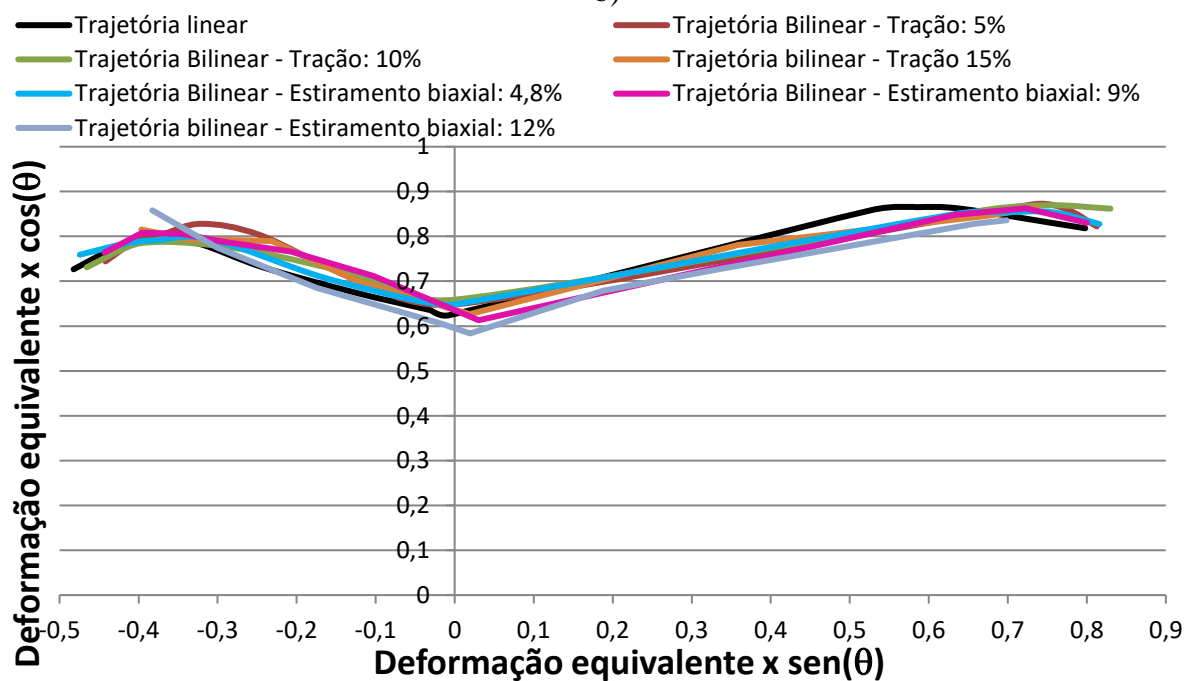
Utilizando a curva linear como referência faz-se na Figura 139 comparações do efeito da modelo de plasticidade adotado nas técnicas de Hecker e Bragard. Igualmente aos casos das CLC representadas em tensão, o modelo de plasticidade de von Mises gerou CLC em deformação plástica equivalente mais conservadores. Verifica-se novamente que, em função de se levar em conta a anisotropia, a maior diferença encontra-se na região de estiramento biaxial simétrica. Em condição de tração uniaxial as curvas são similares.

Na Figura 140 o efeito dos critérios utilizados para a determinação das deformações limites é avaliado, tendo como referência o modelo de encruamento de Hill (1948). Como era de se esperar, novamente as curvas foram bem similares, tendo o método de Bragard como mais conservador. A justificativa desse fato advém, conforme mencionado, de que o método de Hecker são consideradas as deformações limites no início da estricção, enquanto no método de Bragard utiliza-se um modelo matemático que geralmente subestima as deformações limites em relação à técnica de Hecker.



a) Hecker – von Mises

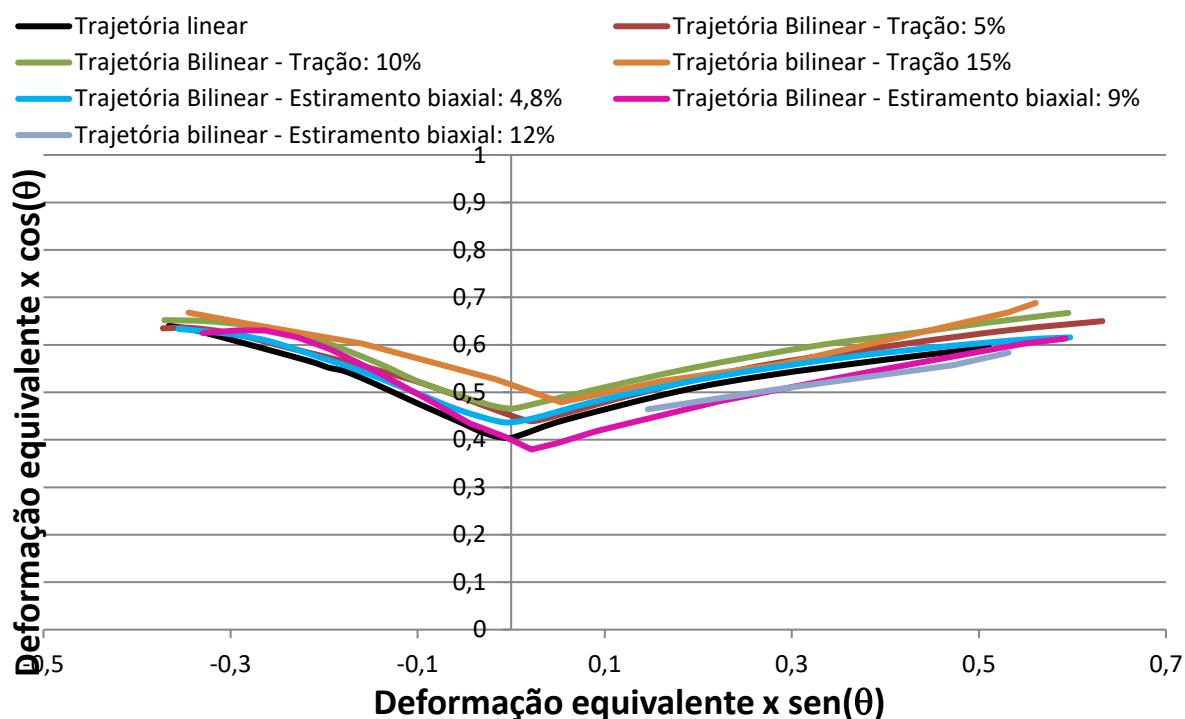
b)



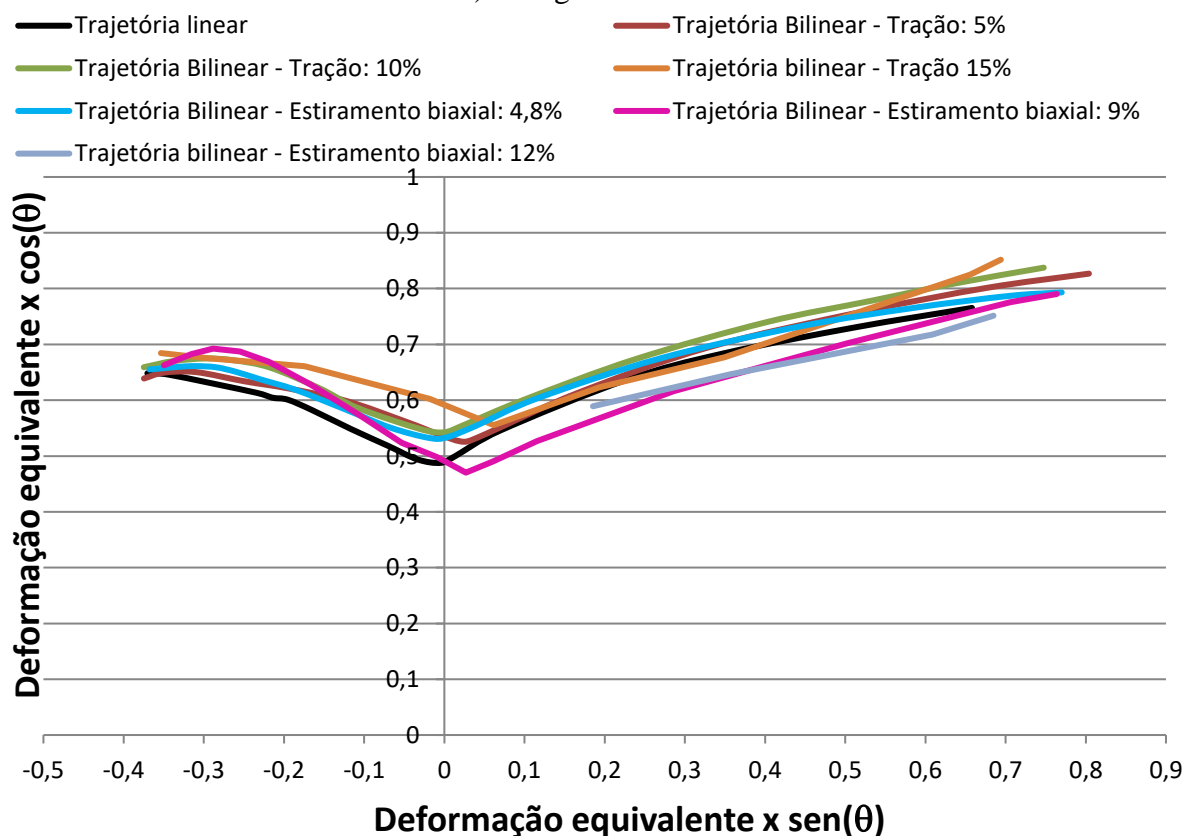
c) Hecker – Hill (1948)

Figura 136 - Curvas Limites de Conformação representadas em deformação plástica

equivalente convertidas a partir das deformações limites obtidas pela técnica de Hecker utilizando os critério de plasticidade de a) von Mises e b) Hill (1948).

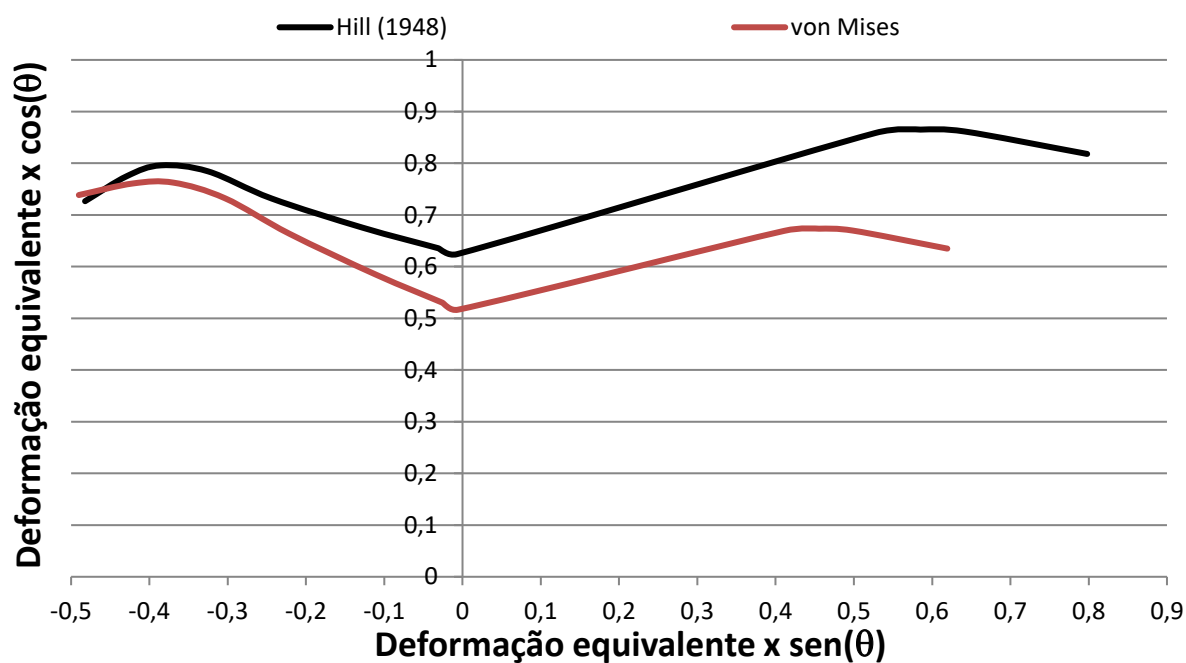


a) Bragard – von Mises

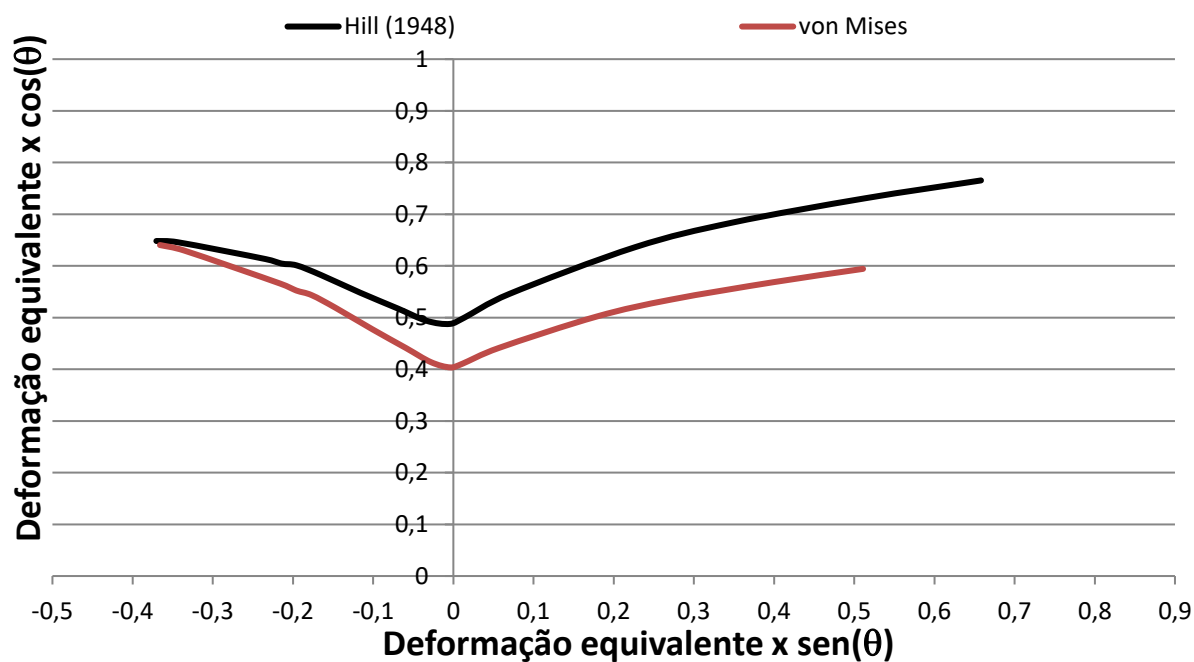


b) Bragard – Hill (1948)

Figura 137 - Curvas Limites de Conformação representadas em deformação plástica equivalente convertidas a partir das deformações limites obtidas pela técnica de Bragard utilizando os critério de plasticidade de a) von Mises e b) Hill (1948).



a) Hecker



b) Bragard

Figura 138 – Comparação do efeito do critério de escoamento adotado para a determinação das Curvas Limites de Conformação e deformação plástica equivalente a partir das deformações limites de a) Hecker e de b) Bragard.

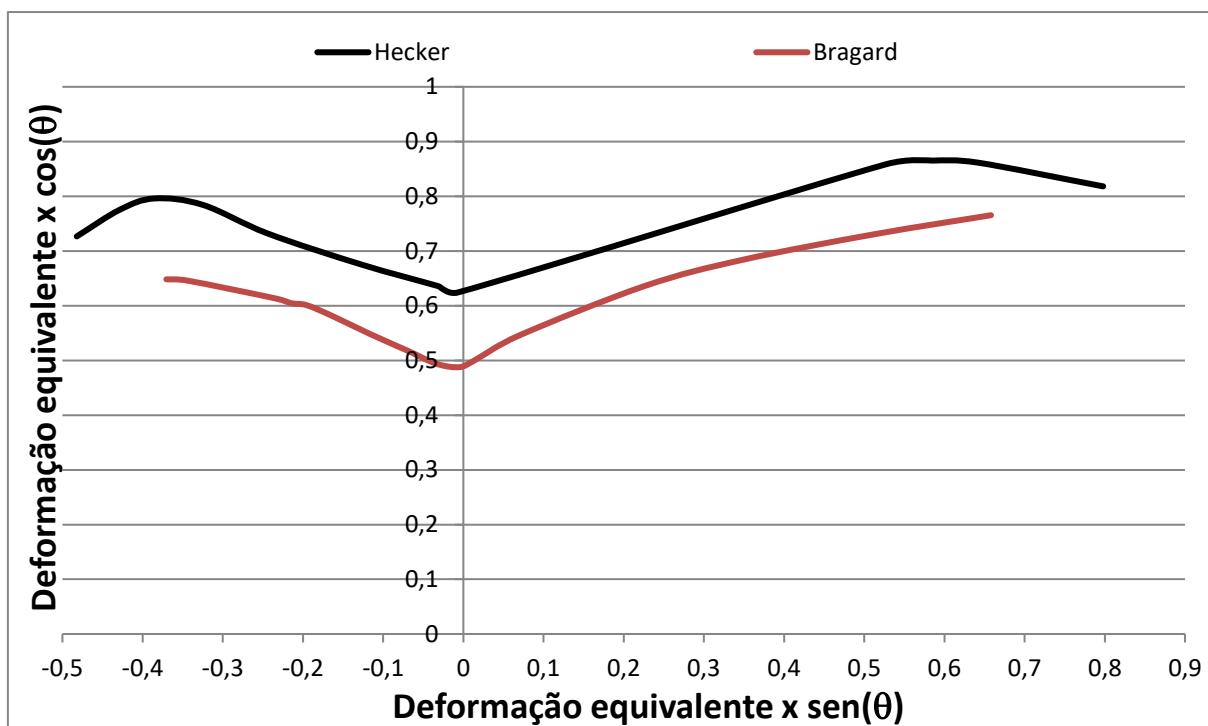


Figura 139 - Efeito da técnica de avaliação das deformações limites de Hecker e de Bragard na CLC representadas em deformação plástica equivalente.

6. Conclusões

No presente estudo, os efeitos de trajetória de deformação nas deformações limites de uma chapa de aço livre de intersticiais foram avaliados ora por meio de ensaios mecânicos ora com base nas observações realizadas por análises de microestrutura, textura cristalográfica e arranjos de células de discordâncias. Os esboços foram pré-deformados no plano pela técnica de Marciniak sob os modos de tração uniaxial simples e estiramento biaxial simétrico. Os níveis de pré-deformação foram definidos para a mesma quantidade de trabalho plástico por unidade de volume. A metodologia de pré-deformação proposta foi validada com auxílio de simulações por elementos finitos e curvas de escoamento determinadas em ensaios de tração uniaxial e expansão hidráulica. De forma complementar, foram avaliadas as descrições da Curva Limite de Conformação (CLC) empregando-se um modelo de previsão com bases na teoria de escoamento plástico com encruamento isotrópico. Neste tipo de modelo, as medidas experimentais das deformações limites, que compõem a CLC convencional em deformações principais, são convertidas em tensões principais ou em função da deformação plástica equivalente. A partir dos resultados experimentais, análises das diferentes técnicas de caracterização e previsões teóricas, foi possível estabelecer as seguintes conclusões relacionadas com a capacidade de deformação plástica de uma chapa de aço livre de intersticiais:

- 1) A Curva Limite de Conformação (CLC) quando definida pela metodologia de Bragard (ISO 12004-2) é mais conservadora em comparação as deformações limites determinadas pelo método de Hecker (ASTM E-2218). Essa diferença pode ser atribuída aos ajustes polinomiais empregados para definir os pares de pontos que descrevem a condição de estricção localizada de acordo com a ISO 12004-2. Os efeitos de posicionamento da CLC em ambos os modos de

pré-deformação são os mesmos independentemente do método adotado para definir as deformações limites;

2) Considerando a capacidade de deformação (modo de pré-deformação + deformação limite em trajetória linear), constatou-se que o domínio de deformação biaxial ($\varepsilon_1 > 0$ e $\varepsilon_2 > 0$) foi maximizado a partir de maiores níveis de pré-deformação por tração uniaxial simples. Em contrapartida, quanto maior foi a pré-deformação por estiramento biaxial simétrico, menor foi a capacidade de deformação do aço no domínio de estiramento biaxial e maiores foram as deformações limites no domínio estampagem ($\varepsilon_1 > 0$ e $\varepsilon_2 < 0$). O valor de CLC_0 , intercepto da CLC em trajetória linear, após a pré-deformação por estiramento biaxial simétrico sofreu um decréscimo e deslocou-se para direita da curva. Já o valor de CLC_0 após pré-deformação por tração uniaxial simples foi deslocado para a esquerda e para valores mais elevados da maior deformação principal;

3) Por microscopia ótica não foi observado, para os níveis de deformação adotados, nenhuma alteração significativa no tamanho de grão ferrítico, tampouco na morfologia. Pela técnica de difração de elétrons retroespalhados foram identificadas tendências de evolução de textura cristalográfica pelo aumento progressivo de intensidade da fibra gama durante deformação por tração uniaxial simples. Sob estiramento biaxial simétrico, a tendência foi em reforçar componentes da fibra gama como um todo;

4) Por meio de mapas de textura que remetem à geração de desorientação atribuídas às deformações impostas, foi possível quantificar de forma indireta os efeitos do tipo e intensidade de deformação. O índice de qualidade apresentou queda do padrão de difração com o aumento da deformação, sendo mais proeminente essa degradação para condição de estiramento biaxial simétrico. Por meio dos mapas de Kernel e de desorientação média de grão, verificou-se aumento de desorientação para maiores intensidades de deformação. As maiores desorientações foram encontradas para a condição de tração uniaxial simples;

5) De modo a visualizar a estrutura celular de discordâncias geometricamente necessárias, a técnica de microscopia eletrônica de transmissão mostrou a tendência de formação de estrutura de discordâncias com paredes densas, de forma isotrópica e heterogênea quando da deformação por estiramento biaxial simétrico. Sob tração uniaxial simples foi suposto, por meio da análise via difração de elétrons espalhado à diante, a existência de estrutura celular de discordâncias com contornos de blocos de células definidos. Por outro lado, não foi possível avaliar por meio da técnica de transmissão de elétrons retroespalhados, até o momento, as subestruturas nas amostras pré-deformadas tanto em tração uniaxial quanto em estiramento biaxial;

6) Com relação a representação da CLC, verificou-se que não há alteração devido a trajetória de deformação quando adota-se a representação no espaço de tensões principais. Isso ocorre

independentemente do critério de plasticidade (isotrópico ou anisotrópico) e curva de encruamento adotados. Contudo, foi constatado que o posicionamento e o formato dessas curvas são bastante dependentes do critério de plasticidade. Em particular, o critério isotrópico de von Mises com a equação de encruamento de Hockett-Sherby fornece previsões mais conservadoras em comparação aos resultados determinados pelo critério anisotrópico de Hill (1948) com a equação de encruamento de Swift/Hockett-Sherby. A representação da CLC em função da deformação plástica equivalente resulta em uma descrição independente com respeito ao tipo de trajetória de deformação avaliado (linear ou bilinear). Conclui-se para as representações da CLC avaliadas nesse trabalho, que o método de definição experimental da CLC na estrição de Hecker (ASTM E-2218) juntamente com o critério de plasticidade anisotrópico de Hill (1948) fornece previsões com maior independência em relação a trajetória de deformação empregando-se a descrição em deformação plástica equivalente.

7. Referências Bibliográficas

Abspoel, M., Atzema, E.H., Droog, J.M.M., Scholting, M.E. - *Setting up a consistent database of FLC's* – Technical boletim of TATA Steel, 2011. Disponível em <http://www.tatasteelautomotive.com>. Acessado em 10/12/2014.

Albrektsen, K. - *Determination of sheet metal forming limits using the Marciniak Double Blank Method and Computer Vision Based Strain Measurement*, IDDRG, Lisbon, may, pp. 143-151, 1994.

Arrieux, R.; Bedrin, C.; Boivin, M. - *Determination of an Intrinsic Forming Limit Stress Diagram for Isotropic Metal Sheets* - Proceedings of the 12th Biennial Congress IDDRG. Santa Margherita, Italy, pp. 61–71, 1982.

ASTM A 370 – *Test methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products* - ASTM (The American Society for Testing and Materials), Última Edição: 2007.

ASTM E 112 – *Test Methods for Determination Average Grain Size* – The American Society for Testing and Materials (ASTM), 2004.

ASTM E2218-02 - *Standard Test Method for Determining Forming Limit Curves* - American Society for Testing and Materials, may, 2008.

Autoform Engineering GmbH, Autoform Plus R 3.1 User's Manual.

Ballarin, V.; Perlade, A.; Lemoine, X.; Bouaziz, O.; Frest, S. – *Mechanisms and Modeling of Bake-Hardening Steels: Part II. Complex Loading Paths* – The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2009.

Barlat F, Brem JC, Yoon JW, Chung K, Dick RE, Choi SH, Pourboghrat F, Chu E, Lege DJ (2003) *Plane stress yield function for aluminium alloy sheets – Part 1: Theory*. International Journal of Plasticity 19:297–319

Basak, S., Panda, S. K., Zhou, Y. N. - *Formability Assessment of Prestrained Automotive Grade Steel Sheets Using Stress Based and Polar Effective Plastic Strain-Forming Limit Diagram* - Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 137, 2015.

Bittencourt, T. R.; Ferreira, J. L.; Bueno, V. T. L. - Avaliação da conformabilidade e da resistência à indentação dos aços BH e IFHSS da classe de 260 MPa de escoamento - 69º Congresso Anual da ABM São Paulo, SP, Brasil, 21 a 25 de julho de 2014.

- El-Dasher, B.; Rollett, A.D.; Alvi, M.H.; Rohrer, G.S.; Kalu1, P.N.; Bennett, T.; Bozzolo, N.; Wagner, F. - Analysis of EBSD Data Texture, Microstructure & Anisotropy <http://pajarito.materials.cmu.edu/rollett/27750/L17-EBSD-analysis-31Mar16.pdf>
- Cardoso, M. C. ; Moreira, L.P. ; Freitas, M. C. S. . *Elasto-Plastic Modeling of the Limit Strains in Metallic Sheets*. Materials Science Forum (Online), v. 869, p. 532-537, 2016-a.
- Cardoso, M. C. ; Pereira, A. P. ; Silva, F.R. F. ; Moreira, L.P. . *Experimental Analysis of Forming Limits and Thickness Strains of DP600-800 Steels*. Applied Mechanics and Materials, v. 835, p. 230-235, 2016-b.
- Cardoso, M. C. ; Moreira, L.P. *Forming Limit Analysis of DP600-800 Steels*. World Academy of Science, Engineering and Technology, v. 9, p. 933-940, 2015.
- Castro, N. A. - *Controle da textura e da microestrutura durante o processo de fabricação de aços elétricos semiprocessados* – Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica, Universidade de São Paulo, 2007.
- Clausmeyer, T ; *et al.* - *Experimental Characterization of Microstructure Development during Loading Path Changes in BCC Sheet Steels* - Journal Of Materials Science, Vol.48(2), pp.674-689, 2013.
- Col, A. - *Evolução do conceito das curvas limite de conformação* - 4ª Conferência Internacional de Conformação de Chapas e 1º Congresso do BrDDR, 2014.
- Col, A; Jousserand, P. - *Mechanisms involved in the hole expansion test* – IDDRG 2008, Olofsström, Sweden, 2008.
- Daniel, D; Savoie, J ; Jonas, J.J - *Textures induced by tension and deep drawing in low carbon and extra low carbon steel sheets* - Acta Metallurgica Et Materialia, 1993, Vol.41(6), pp.1905-1920.
- Dieter, George Ellwood - *Mechanical metallurgy* -Publication date 1980. Metal-work Publisher New York, McGraw-Hill Collection biodiversity; MBLWHOI; blc; americana Digitizing sponsor Boston Library Consortium Member Libraries
- Dimatteo A, Colla V, Lovicu G, Valentini R. *Strain hardening behavior prediction model for automotive high strength multiphase steels*. Steel Res Int. 2015; 86: 1574-82.
- EN 10002-1/2007 - *Tensile Testing of Metallic Materials: Method of Test at Ambient Temperature* - European Standard, 2007.
- EN 10130 - *Cold rolled low carbon steel flat products for cold forming*. Technical delivery conditions, 2006.
- Ferreira, J. L. ; Tepedino, J. O. A.; Wolff, M. A.; Moreira, L. P. *Strain-Path Effects on the Formability Behavior of Interstitial-Free Steel*. Key Engineering Materials (Online), v. 651-653, p. 126-131, 2015.
- Fiat Auto Normazione – *High Resistance Steel Sheets and Strips with Yield Point of 180 to 300 MPa*– Norma Materiali 52814. 2004.
- Freitas, M. C. S.; Moreira, L. P.; Paula, A. S.; Vieira, L.C.A.; Romão, E. C.; Silva, R.A. - *Caracterização Experimental dos Limites De Deformação de um Aço Livre de Intersticiais* - VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2010, Campina Grande – Paraíba – Brasil.
- Freitas, M. C. S. - *Contribuição ao Modelamento da Curva Limite de Conformação de Chapas Metálicas: Consideração da Rugosidade Superficial e dos Efeitos de Trajetórias de Deformação* – Tese de Doutorado Universidade Federal Fluminense, 2012.

Freitas, M. C. S. ; Moreira, L.P. ; GARCEZ, R. . *Experimental analysis and theoretical predictions of the limit strains of a hot-dip galvanized interstitial-free steel sheet*. Materials Research (São Carlos. Impresso), v. 16, p. 351-366, 2013.

General Motors – *GM Worldwide Engineering Standards* – Material Specification Metals, GMW3399M-ST-S Draft F.1, 2002.

Gronostajski, J.; Dolny, A. - *Determination of Forming Limit Curves by Means of Marciniak Punch* - Memories Scientifiques Revue Metallurgie, april, pp.570-578, 1980.

Gutscher G, Wu HC, Ngaile G, Altan T. Determination of flow stress for sheet metal forming using the viscous pressure bulge (VPB) test. J Mater Process Technol 2004;146:1–7.

Haddad, A.; Arrieux, R.; Vacher, P. - *Use of Two Behaviour Laws for the Determination of the Forming-Limit Stress Diagram of a Thin Steel Sheet: Results and Comparisons* - Journal of Materials Processing Technology, 106, 49-53, 2000.

Hance, B. M. - *The Influence of Deformation-Induced Residual Stresses on the Post-Forming Tensile Stress/Strain Behavior of Dual-Phase Steels* - University of Pittsburgh, 2005.

Hill, R. - *A Theory of Yielding and Plasticity Flow of Anisotropic Materials* - Proceedings: Mathematical, Physical and Engineering Science, Royal Society London, A193, p. 281-297, 1948.

Hockett JE, Sherby OD. *Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures*. J Mech Phys Solids. 1975; 23 (2): 87-98.

Hollomon JH. *Tensile deformation*. Trans. AIME. 1945; 162:268-90.

Hosford e Caddell - *Metal Forming: Mechanics and Metallurgy* - University of Michigan, second edition, 1993.

ISO 10113 - Metallic Materials — Sheet and Strip — *Determination of plastic strain ratio*, 2007.

ISO 12004-2 - *Metallic materials — Sheet and strip — Determination of forming-limit curves. Part 2: Determination of forming-limit curves* - International Organization for Standardization 12004-2. Edition: 2009.

ISO 16808 - Metallic materials -- Sheet and strip -- *Determination of biaxial stress-strain curve by means of bulge test with optical measuring systems* - International Standards Organization, 2014.

Bressan, J. D.; Moreira, L. P.; Freitas, M. C. S. - *Forming limit strains of interstitial free-IF steel sheet* ESAFORM 2016: Proceedings of the 19th

Freitas, M. C. S.; Moreira, L.P.; Makkouk, R.; Ferron, G. - *Análise de deformações-limites em chapas metálicas*. REM. Revista Escola de Minas (Impresso) **JCR**, v. 65, p. 523-530, 2012.

Kikuma, T.; Nakajima, K. - *Effects of Deforming Conditions and Mechanical Properties on the Stretch Forming Limits of Steel Sheets* - Trans. ISIJ, v. 11, supl. II, p. 827, 1971.

Kimura, H.; Wang, Y.; Akiniwa, Y.; Tanaka, K. *Misorientation analysis of plastic deformation of austenitic stainless steel by EBSD and X-ray diffraction methods* - Nihon Kikai Gakkai Ronbunshu, A Hen/Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Part A, December 2005, Vol.71(12), pp.1722-1728.

Klemola, H. J.; Pelkkikangas, M. T. - *Effect of Pre-Deformation and Strain Path on the Forming Limits of Steel, Copper and Brass* - Sheet Metal Industry, 63, pp. 591–599, 1977.

Klein, L. N. T. - *Conformação na prensa - Fascículo de informação técnica n° 6*, USIMINAS, 1982.

Koç, Maummer, Billur, Eren e Cora, Ömer Necati. *An experimental study on the comparative assessment of hydraulic bulge test analysis methods. Materials and Design.* 272-281, 2011, Vol. 32.

Leff, A. C., Weinberger, C. R., Taheri, M. L. – *Estimation of dislocation density from precession electron diffraction data using the Nye tensor – Ultramicroscopy*, 153, pp. 9-21, 2015.

LS-Dyna® - *Keyword user's manual*. Volume II. Material Models. August, 2012.

Luiz, W. D. - *Análise de método para a determinação experimental da curva limite de estampagem à estrição (CLEE) de chapas finas de aços para estampagem*, Belo Horizonte, UFMG, 2005.

Manual de operações do sistema AutoGrid Strain Analyzers– Disponível em: http://www.vialux.de/HTML/en_autogr_downl.htm. Acessado em: 04/11/2019.

Manual de operações do programa Ansys. Acessado em: 04/11/2019 <http://research.me.udel.edu/~lwang/teaching/MEEx81/ansys56manual.pdf>

Manual de operação e manutenção do analisador de deformação AutoGrid – Disponível em: <https://www.vialux.de/en/autogrid-product-overview.html>. Acessado em 02/11/2019.

Marciniak, Z.; Duncan, J. L.; Hu, S. J. - *Mechanics of Sheet Metal Forming* - Butterworth Heinemann, 2002.

Moreira, L. P., Ferreira, J. L., Tepedino, J. O. A.; Wolff, M. A. - *Strain-Path Effects on the Formability Behavior of Interstitial-Free Steel* - *Key Engineering Materials*, v. 651-653, p. 126-131, 2015.

Moussa, C., Bernacki, M., Besnard, R., Bozzolo, N – *About quantitative EBSD analysis of deformation and recovery substructures in pure Tantalum – Materials Science and Engineering*, 89, 2015.

MS 50.002 - *Sheet steel for automotive application* – FCA, 2017.

Nakajima K., Kikuma T, Hasuka K., Yawata - *Study on the Formability of Steel Sheets* - Technical Reports n°264, sept, 1968.

Nurcheshmeh, M.; Green, D. E. - *Investigation on the Strain-Path Dependency of Stress-Based Forming Limit Curves* - *Int J Mater Form*, 4 pp.25–37, 2011.

Pereira, A. P. ; Moreira, L.P. ; Cardoso, M. C. . *Digital image correlation technique applied to the study of the plastic behavior of an interstitial free steel*. SAE Technical Paper Series, v. 2014360398, p. 1-9, 2014.

Pinard, P. T.; Hovington, P.; Lagacé, M.; Lucas, G. M.; Vander Voort, G. F. Gauvin, R- *Evaluation of Metallographic Preparation Quality using EBSD*, 2009. Disponível em: https://www.researchgate.net/profile/Raynald_Gauvin/publication/238953521_Quantitative_Evaluation_of_Metallographic_Preparation_Quality_using_EBSD/links/00b7d531fa893edcb2000000/Quantitative-Evaluation-of-Metallographic-Preparation-Quality-using-EBSD.pdf. Acesso em 12/11/2019.

Plaut, R. L. – *Estampabilidade de chapas: ensaios e aplicações*, II Workshop sobre Textura e Relações de Orientação, EPUSP – IPEN – IPT - São Paulo, 2003.

- Quaak, G - *Biaxial Testing of Sheet Metal: An Experimental-Numerical Analysis* – Master Thesis of Eindhoven University of Technology, Department of Mechanical Engineering, Computational and Experimental Mechanics, May, 2008.
- Ragab, A. R.; Baudalet, B. - *Forming Limit Curves: Out-of-Plane and In-Plane Stretching* - Journal of Mechanical Working Technology, 6, pp. 267—276, 1982.
- Raghavan, K. S. - *A simple technique to generate in-plane forming limit curves and selected applications*, Metall. and Mat. Trans. A, vol. 26A, pp. 2075-2084, 1995.
- Rauch, E.F. - *Effects of Metal Characteristics and Experimental Conditions on Dislocation Self-organization* - La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux, p. 1007-1019, 2004.
- Reis L.C.; Oliveira, M. C., Santos, A.D.; Fernandes, J.V. - *On the determination of work hardening curve using the bulge test*. INT J MECH SCI. 2016; 105: 158-81.
- Rice, K. P.; Keller, R. R.; Stoykovich, M. - *Specimen-thickness effects on Kikuchi patterns in the scanning electron microscope* - Journal of Microscopy vol. 254, pp. 129-136 (2014).
- Swift WH. Plastic instability under plane stress. J Mech Phys Solids. 1952; 1:1-18.
- Rodrigues, J.; Martins, P. - *Tecnologia Mecânica: Tecnologia da Deformação Plástica* - Escolar Editora, Vol. 1, Fundamentos teóricos, 2005.
- Rojek, J., Lumelsky, D., Pecherski, R., Gosman, F., Tkocz, M., Chorzepa, W. – *Forming Limit Curves for Complex Strain Paths* – Archives of Metallurgy and Materials, Vol. 58, 2013.
- Slota, J. e Spisák, E. *Determination of flowstrees by hydraulic Bulge Test*. 2008, Vol. 47.
- Stoughton, T. B.; Yoon, J. W. - *Path Independent Forming Limits in Strain and Stress Spaces* - International Journal of Solids and Structures, vol. 49, p. 3616–3625, 2012.
- Stoughton, T. B.; Zhu, Xinhai - *Review of Theoretical Models of the Strain-Based FLD and their Relevance to the Stress-Based FLD* - International Journal of Plasticity 20, pp. 1463–1486, 2004.
- Stoughton, T.B. - *A General Forming Limit Criterion for Sheet Metal Forming* - International Journal Mechanics Science. 42, 1–42, 2000.
- Tepedino, J. O. A.; Ferreira, J. L. – *Avaliação de Metodologias para determinação de CLC de Aços Dual Phase* – Relatório Final de P&D, 2007.
- Tepedino, J. O. A.; Ferreira, J. L.; Wolff, M. A. - *Determinação de curva limite de conformação de acordo com a norma ISO 12004-2* 1- 15ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas, Porto Alegre, Brasil, outubro de 2012.
- Vadavadagi1 & S. K. Shekhawat1 & I. Samajdar1 & K. Narasimhan - *Forming limit curves in low-carbon steels: improved prediction by incorporating microstructural evolution* B. H. - Int J Adv Manuf Technol (2016) 86:1027–1036 DOI 10.1007/s00170-015-8224-6.
- Vincze, G. T. - *Metodologias de Investigação para Metais Utilizados em Conformação Plástica* - Universidade de Aveiro, 2007.
- Wolff, M. A.. Lage, V.S.; Tepedino, J. O. A. - *Levantamento de Curvas de Encruamento por Hidroconformação para Aplicação em Simulações Numéricas de Estampagem* - 38th SENAFOR and 5th BrDDRG Congress, 2018.

Wright, S. I.; Nowell, M. M.; Field, D. P. - *A Review of Strain Analysis Using Electron Backscatter Diffraction* - *Microscopy and Microanalysis*, 17, pp. 316-329, 2011.

Yoshida, K.; Kuwabara, T.; Kuroda, M. - *Path-Dependence of the Forming Limit Stresses in a Sheet Metal* - *International Journal of Plasticity*, 23, pp. 361-384, 2007.

Zeng, D.; Chappuis, L.; Xia, Z.C.; Zhu, X. - *A Path Independent Forming Limit Criterion for Sheet Metal Forming Simulations* – SAE, pp.01-1445, 2008.

Zhao, L.; Sowerby, R.; Sklad, M.P. - *A Theoretical and Experimental Investigation of Limit Strains in Sheet Metal Forming* - *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 38, pp.1307-1317, 1996.