



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

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO**

**ANÁLISE NUMÉRICA DO  
COMPORTAMENTO MECÂNICO E  
MICROESTRUTURAL DA LIGA AI 7075  
DEFORMADA VIA A TÉCNICA DE EXTRUSÃO  
EM CANAIS EQUIANGULARES**



**ALUNO: MATHEUS ARAÚJO DELGADO DE OLIVEIRA  
ORIENTADOR: Prof. Dr. NEIL DE MEDEIROS  
COORIENTADOR: Prof. Dr. LUCIANO PESSANHA MOREIRA**

**Volta Redonda  
2019**

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

**Matheus Araújo Delgado de Oliveira**

**ANÁLISE NUMÉRICA DO COMPORTAMENTO  
MECÂNICO E MICROESTRUTURAL DA LIGA AI 7075  
DEFORMADA VIA A TÉCNICA DE EXTRUSÃO EM  
CANAIS EQUIANGULARES**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Área de Concentração: Modelamento e Simulação de Processos e Fenômenos.

**Orientador:** Prof. Neil de Medeiros, D.C.  
**Co-orientador:** Prof. Luciano Pessanha Moreira, D.Sc.

**Volta Redonda  
2019**

**Matheus Araújo Delgado de Oliveira**

**ANÁLISE NUMÉRICA DO COMPORTAMENTO  
MECÂNICO E MICROESTRUTURAL DA LIGA AI 7075  
DEFORMADA VIA A TÉCNICA DE EXTRUSÃO EM  
CANAIS EQUIANGULARES**

Dissertação de Mestrado apresentada  
ao Programa de Pós-graduação em  
Engenharia Metalúrgica da  
Universidade Federal Fluminense,  
como requisito parcial para obtenção do  
título de Mestre em Engenharia  
Metalúrgica. Área de Concentração:  
Modelamento e Simulação de  
Processos e Fenômenos.

**BANCA EXAMINADORA**



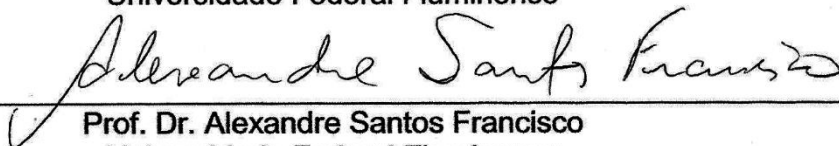
---

**Prof. Dr. Neil de Medeiros (Orientador)**  
Universidade Federal Fluminense



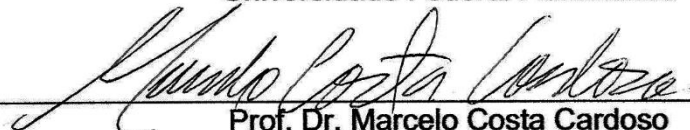
---

**Prof. Dr. Luciano Pessanha Moreira (Coorientador)**  
Universidade Federal Fluminense



---

**Prof. Dr. Alexandre Santos Francisco**  
Universidade Federal Fluminense



---

**Prof. Dr. Marcelo Costa Cardoso**  
Universidade Federal do Rio de Janeiro

Ficha catalográfica automática - SDC/BEM  
Gerada com informações fornecidas pelo autor

D278a De oliveira, Matheus Araújo Delgado  
ANÁLISE NUMÉRICA DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E MICROESTRUTURAL  
DA LIGA Al 7075 DEFORMADA VIA A TÉCNICA DE EXTRUSÃO EM CANAIS  
EQUIANGULARES / Matheus Araújo Delgado De oliveira ; Neil De  
Medeiros, orientador ; Luciano Pessanha Moreira, coorientador.  
Volta Redonda, 2019.  
104 f. : il.

Dissertação (mestrado)-Universidade Federal Fluminense,  
Volta Redonda, 2019.

DOI: <http://dx.doi.org/10.22409/PPGEM.2019.m.14068295794>

1. Prensagem em canais equiangulares. 2. Tração uniaxial.  
3. Método dos elementos finitos. 4. Densidade de  
discordâncias. 5. Produção intelectual. I. De Medeiros,  
Neil, orientador. II. Moreira, Luciano Pessanha, coorientador.  
III. Universidade Federal Fluminense. Escola de Engenharia  
Industrial e Metalúrgica de Volta Redonda. IV. Título.

CDD -

## **AGRADECIMENTOS**

Ao Professor Neil de Medeiros, pela oportunidade de trabalhar nesta pesquisa, pelos recursos disponibilizados, pela orientação e confiança passada durante o período de trabalho.

Ao Professor Luciano Pessanha Moreira, pela sua extrema dedicação e competência na orientação.

Ao Célio de Jesus Marcelo, pelo compartilhamento de conhecimento e auxílio durante toda a parte experimental realizada neste trabalho.

Aos demais técnicos e estagiários da Universidade Federal Fluminense pelo apoio aos experimentos.

Ao Daniel de Carvalho Silva pelo compartilhamento de resultados do processamento ECEA e atenção para explica-los.

Aos Professores da pós-graduação pela dedicação e ensinamentos de alto nível passados no curso.

Aos colegas da pós-graduação pela troca de experiências e conhecimentos no período de pesquisa. Em especial a Daniele Baêta, Duílio Ferronato, Fabiana Campos, Josué Medeiros, Mara Paresque.

À Universidade Federal Fluminense pelo acesso integral as suas dependências e recursos disponibilizados, bem como todos os seus funcionários que a mantém funcionando.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela bolsa de mestrado.

## RESUMO

A liga de alumínio 7075 tem sido empregada na indústria aeroespacial graças a excelente combinação resistência mecânica e densidade. Componentes e equipamentos aeroespaciais produzidos com esta liga podem ser fabricados com a liga em seu estado recozido em processos de conformação plástica. Neste contexto, convém compreender a evolução de propriedades mecânicas e microestruturais da liga Al 7075 quando sujeita a deformação plástica. A técnica de Extrusão em Canais Equiangulares, ECEA, é uma técnica de deformação plástica severa em que um tarugo maciço é deformado em condições de cisalhamento simples quando forçado a escoar por uma matriz com canais de seções transversais idênticas e interceptados a um determinado ângulo  $\Phi$ . A técnica impõe uma alta deformação plástica no material sob condições de cisalhamento simples, produzindo materiais com granulação ultrafina. No presente trabalho, analisou-se o comportamento mecânico e microestrutural da liga aeronáutica de alumínio 7075 em estado recozido, quando deformada após um único passe pela técnica ECEA e quando sujeita a uma deformação uniaxial uniforme, ambos em temperatura ambiente. Para descrever o comportamento plástico deste material, foram realizadas simulações numéricas através do programa comercial de elementos finitos ABAQUS/Standard empregando-se um modelo de densidade de discordâncias. A técnica ECEA foi simulada para um tarugo de seção quadrada de 10 mm de aresta e 40 mm de altura, e uma matriz com ângulo  $\Phi$  de 90°. Para tal, foram realizados três ensaios de tração à temperatura ambiente e velocidade constante de modo a possibilitar a identificação dos parâmetros que descrevem os efeitos de acúmulo e aniquilação de discordâncias. Com bases nesta metodologia numérico-experimental, foi possível obter concordâncias entre as medidas e previsões numéricas de força e alongamento em tração uniaxial para a liga de alumínio Al7075, e certa concordância entre as medidas e previsões numéricas de força e deslocamento do punção em deformação plana pela técnica ECEA, onde foi identificado alguns efeitos do atrito no processamento.

**Palavras-chave:** Prensagem em canais equiangulares, tração uniaxial, método dos elementos finitos, modelamento, comportamento mecânico, densidade de discordâncias, liga Al 7075.

## ABSTRACT

Aluminum 7075 alloy (AA7075) has been employed in the aerospace industry owing to mechanical strength and weight. Aerospace components and equipment produced with this alloy can be manufactured in forming processes with the alloy in its annealed state. In this context, it is convenient to understand the evolution of mechanical and microstructural properties of Al 7075 alloy when subjected to plastic deformation. The Equal Channel Angular Extrusion, ECAE, is a severe plastic deformation technique in which a massive billet is deformed under simple shear conditions when forced to flow through a die with channels of identical cross sections and intersected at a given angle,  $\Phi$ . The technique imposes a high plastic deformation on the material and produces ultrafine granulation materials. In the present work, it was analyzed the mechanical and microstructural behavior of the 7075 annealed aluminum alloy when deformed after a single pass through the ECEA technique and when subjected to uniform uniaxial deformation at room temperature. To describe the plastic behavior of this material, numerical simulations were performed through the ABAQUS / Standard commercial finite element program using a dislocation density model. The ECEA technique was modeled for a billet with a cross-section 10mm x 10mm and length of 40 mm in a 90°-ECEA process. For this, three tensile tests were performed at room temperature and constant speed in order to identify the parameters that describe the effects of storage and annihilation of dislocation. Based on this numerical-experimental methodology, it was possible to obtain agreement between the numerical predictions and experiment data of uniaxial tensile strength and elongation for the aluminum alloy Al7075, and at a certain extent, agreement between the numerical predictions and experiment data of force and punch displacement in plane deformation by the ECEA technique, and some effects of friction on processing ECEA could be identified.

**Key words:** Equal channel angular extrusion, uniaxial tensile, finite element method, modeling, mechanical behavior, dislocation density, AA7075.

# SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b>	<b>16</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVO</b>	<b>18</b>
2.1	OBJETIVO GERAL	18
2.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	18
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b>	<b>19</b>
3.1	LIGAS DE ALUMÍNIO	19
3.1.1	Características Gerais	19
3.1.2	Liga Al 7075	20
3.1.2.1	Tratamentos térmicos na liga de Al 7075	21
3.1.2.2	Temperatura de transição de fase da liga Al7075	23
3.2	FENÔMENOS METALÚRGICOS ENVOLVIDOS NA DEFORMAÇÃO DE METAIS	24
3.2.1	Discordâncias	25
3.2.1.1	Teorias fundamentais de discordâncias	28
3.2.2	Encruamento	30
3.2.3	Recuperação dinâmica	32
3.2.4	Efeito Portevin-Le Chatelier	34
3.3	DESCRIÇÃO DE COMPORTAMENTO ELASTOPLÁSTICO DE METAIS	37
3.3.1	Simulações físicas	37
3.3.1.1	Ensaio de tração	38
3.3.2	Elasticidade	41
3.3.3	Plasticidade	42
3.3.4	Modelo geral de Kocks-Mecking	47
3.4	TÉCNICA DE PRENSAGEM EM CANAIS EQUIANGULARES	51
<b>4</b>	<b>METODOLOGIA</b>	<b>57</b>
4.1	INTRODUÇÃO	57
4.2	PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	58
4.2.1	Material	58
4.2.2	Tratamentos térmicos	59
4.2.1	Ensaio de tração uniaxial	61
4.2.1	Processamento via a técnica ECEA	61
4.3	EQUAÇÕES CONSTITUTIVAS	62
4.3.1	Modelo geral de descrição elasto-viscoplástica	62
4.3.2	Modelo de encruamento	64
4.4	MODELO DE ELEMENTOS FINITOS	64
4.4.1	Modelo numérico simplificado aplicado à tração uniaxial	65
4.4.2	Modelo do ensaio de tração	66
4.4.3	Modelo do processamento ECEA	67
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO</b>	<b>70</b>
5.1	COMPORTAMENTO EXPERIMENTAL	70
5.2	RESULTADOS NUMÉRICOS	73
5.2.1	Ajuste de parâmetros	73
5.2.2	Modelamento numérico para ensaio de tração uniaxial	75
5.2.3	Modelamento numérico para processamento via a técnica ECEA	78
5.2.3.1	Condição A	79
5.2.3.2	Condição B	84
5.2.3.3	Condição C	88
5.2.3.4	Validação dos modelos numéricos	94
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES</b>	<b>96</b>
<b>7</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	<b>98</b>
<b>8</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b>	<b>99</b>



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de fases em uma seção bidimensional para uma liga Al 7075 variando a composição de Zn. Fonte: (BARBOSA, 2014). .....	24
Figura 2 - Obtenção de uma discordância em aresta (lado esquerdo) e de uma discordância em espiral (lado direito) a partir de um cristal perfeito. Fonte: (PADILHA, 1997). .....	26
Figura 3 - Escalada, positiva (lado esquerdo) e negativa (lado direito) de uma discordância em cunha. Fonte: (PADILHA, 1997).....	27
Figura 4 – Representação esquemática dos estágios de encruamento em uma curva $\theta$ -. Adaptado de (KUHLMANN-WILSDORF; HANSEN, 1989) .....	30
Figura 5 - Evolução da microestrutura durante deformação a quente de um material mostrando recuperação dinâmica. Adaptada de (VERLINDEN; CAHN, 2007)..	34
Figura 6 – Curva tensão-deformação de engenharia. Adaptado de (PADILHA, 1997) .....	39
Figura 7 – Ilustração do plano de tensões com as superfícies de escoamento Tresca e von Mises para um material isotrópico. Fonte: (VERLINDEN; CAHN, 2007)..	46
Figura 8 – Superfícies de escoamento de von Mises e Tresca no espaço de tensões principais. Adaptado de (ASARO; LUBARDA, 2006) .....	47
Figura 9 - Técnica de prensagem ECEA. Adaptado de (VALIEV; LANGDON, 2006) .....	52
Figura 10 – Regiões de deformação em um processamento ECEA. Adaptado de (ALTAN; PURCEK; MISKIOGLU, 2005). .....	54
Figura 11 – (a) Curva força-deslocamento idealizada (b) Curva força-deslocamento de uma liga Al-Zn. Adaptado de (ALTAN; PURCEK; MISKIOGLU, 2005). .....	56
Figura 12 - Fluxograma das simulações implementadas. ....	58
Figura 13 - Esquema de captação de dados durante tratamentos térmicos .....	59
Figura 14 - Recozimento completo para a liga Al 7075.....	60
Figura 15 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração uniaxial.....	61
Figura 16 – Condições de contorno empregadas no elemento.....	66
Figura 17 - Modelo de elementos finitos do ensaio de tração uniaxial. ....	66
Figura 18 – Curva de amplitude tabular utilizada para a velocidade nas simulações do ensaio de tração uniaxial.....	67
Figura 19 – Modelo de elementos finitos do processamento ECEA.....	68
Figura 20 – Curva de amplitude suavizada utilizada para a velocidade nas simulações do ensaio de tração uniaxial.....	69
Figura 21 – Curvas tensão-deformação verdadeira experimentais da liga Al7075-O. ....	71

Figura 22 – Taxa de encruamento pelas derivadas numérica e analítica. ....	72
Figura 23 – Curvas tensão-deformação das simulações de diferentes conjuntos de parâmetros e experimentais.....	74
Figura 24 – Previsão de carga e deslocamento da simulação comparada aos resultados experimentais .....	75
Figura 25 - Evolução da deformação efetiva da média dos elementos da região do extensômetro. ....	76
Figura 26 – Distribuição da deformação efetiva no instante de alongamento de 5,30 mm.....	77
Figura 27 - Evolução da densidade de discordâncias da média dos elementos da região do extensômetro.....	77
Figura 28 - Distribuição da densidade de discordâncias no instante de alongamento de 5,30 mm. ....	78
Figura 29 – Previsão de carga do processamento ECEA para condição A. ....	79
Figura 30 – Distribuição da deformação plástica efetiva após o processamento na condição A. ....	80
Figura 31 - Evolução da deformação efetiva calculada pela média dos elementos localizados no centro do tarugo para a condição A.....	81
Figura 32 - Distribuição da densidade de discordâncias após o processamento na condição A. ....	82
Figura 33 – Evolução da densidade de discordâncias calculada pela média dos elementos da região central do tarugo para a condição A. ....	83
Figura 34 - Previsão de carga do processamento ECEA para condição B. ....	84
Figura 35 - Distribuição da deformação plástica efetiva para a condição B. ....	85
Figura 36 – Evolução da deformação plástica efetiva da média dos elementos na região central do tarugo para a condição B.....	86
Figura 37 - Distribuição da densidade de discordâncias para a condição B. ....	87
Figura 38 - Evolução da densidade de discordâncias da média dos elementos na região central do tarugo para a condição B.....	88
Figura 39 - Previsão de carga do processamento ECEA para condição C. ....	89
Figura 40 - Distribuição da deformação plástica efetiva para a condição C.....	90
Figura 41 – Perfil de deformação plástica efetiva média para a condição C.....	91
Figura 42 - Distribuição da densidade de discordâncias para a condição C. ....	92
Figura 43 - Evolução da densidade de discordâncias. ....	93
Figura 44 – Comparação de carga entre as simulações dos casos A ( $\mu = 0,08$ ), B ( $\mu = 0,1$ ), C ( $\mu = 0,12$ ) e experimental do processamento ECEA. ....	94

## LISTA DE TABELA

Tabela 1 - Composição química da liga Al7075 usada como base para a construção do diagrama de fases. Fonte: (BARBOSA, 2014). .....	23
Tabela 2 - Composição química da liga Al 7075 .....	59
Tabela 3 – Parâmetros utilizados nas simulações numéricas. ....	65
Tabela 4 - Dimensões da matriz.....	67
Tabela 5 – Dimensões do tarugo .....	68
Tabela 6 – Propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios.....	70
Tabela 7 – Valores de $R^2$ dos ajustes por Ludwick, Hollomon, Swift e Palm-Voce...71	
Tabela 8 – Valores de $\theta_0$ e obtidos graficamente pelas curvas $d\sigma/d\varepsilon-\sigma$ .....	73
Tabela 9 – Conjuntos de parâmetros simulados .....	73
Tabela 10 – Erro médio quadrático das simulações realizadas em relação às curvas experimentais.....	74
Tabela 11 - Comparação dos resultados de força máxima de extrusão atingida no processamento e dos resultados de deformação efetiva média e densidade de discordâncias média entre as simulações dos casos A ( $\mu=0,08$ ), B ( $\mu=0,1$ ) e C ( $\mu=0,12$ ). .....	93

## LISTA DE ABREVIATURAS, SÍMBOLOS E SIGLAS

$\%$	Porcentagem	
$^{\circ}\text{C}$	Graus Celsius	
$\alpha$	Constante de endurecimento de Taylor	
$\beta$	Constante de proporcionalidade	
$\gamma$	Distorção angular / deformação cisalhante	
$\gamma_{12}, \gamma_{13}, \gamma_{23}$	Componentes de deformação cisalhantes	
$\delta$	Delta de Kronecker	
$\Delta\varepsilon_{ij}$	Incremento do tensor de deformação total	
$\Delta\varepsilon_{ij}^e$	Incremento do tensor de deformação elástica	
$\Delta\varepsilon_{ij}^{VP}$	Incremento do tensor de deformação plástica	
$\Delta t$	Incremento de tempo	[s]
$\varepsilon$	Deformação verdadeira	
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação macroscópica	[s <sup>-1</sup> ]
$\hat{\varepsilon}$	Taxa de deformação de referência	[s <sup>-1</sup> ]
$\varepsilon_0$	Deformação no início do escoamento	
$\varepsilon_{11}, \varepsilon_{22}, \varepsilon_{33}$	Componentes de deformação normais	
$\varepsilon_{ij}$	Tensor de deformações	
$\varepsilon_r$	Medida de deformação de relaxação	
$\varepsilon_u$	Deformação uniforme	
$\eta$	Precipitado (fase MgZn <sub>2</sub> ) semicoerente com a matriz	
$\eta'$	Precipitado (fase MgZn <sub>2</sub> ) coerente com a matriz	
$\theta$	Taxa de encruamento	[MPa]
$\theta_0$	Taxa de encruamento inicial	[MPa]
$\Lambda$	Caminho livre de discordâncias	[mm]
$\mu$	Coeficiente de atrito	
$\nu$	Coeficiente de Poisson	
$\xi$	Valor atual de relaxação da amplitude de suavização	

$\rho$	Densidade de discordâncias	[mm <sup>-2</sup> ]
$\rho_s$	Limite de saturação teórica para a densidade de discordâncias	[mm <sup>-2</sup> ]
$\rho_m$	Densidade de discordâncias móveis	[mm <sup>-2</sup> ]
$\sigma$	Tensão verdadeira	[MPa]
$\bar{\sigma}$	Tensão na escala macroscópica	[MPa]
$\hat{\sigma}$	Tensão na escala mesoscópica	[MPa]
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Componentes de tensão principais	[MPa]
$\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$	Componentes de tensão normais	[MPa]
$\sigma_{ij}$	Tensor de tensões de Cauchy	[MPa]
$\sigma'_{ij}$	Tensor de Cauchy desviatório	[MPa]
$\hat{\sigma}_s$	Tensão de saturação	[MPa]
$\sigma_0$	Tensão limite de escoamento	[MPa]
$\zeta$	Encruamento	
$\tau$	Tensão de cisalhamento	[MPa]
$\phi$	Ângulo de interseção entre canais na técnica ECEA	
$\Psi$	Diferença de orientação, ângulo representando adoçamento da matriz no processamento ECEA	
$a$	amplitude	
$A$	Área	[mm <sup>2</sup> ]
$A, B_A, B_C, C$	Rotas de processamento ECEA	
$A_0$	Área transversal original	[mm <sup>2</sup> ]
$A_0, A_1, t_0, t_1$	Constantes da amplitude de suavização	
$Al$	Alumínio	
$b$	Vetor de Burgers	[mm]
$CFC$	Cúbica de Face Centrada	
$CST$	Corrosão sob tensão	
$C_{ijkl}$	Tensor de rigidez elástica	[MPa]
$Cr$	Cromo	
$Cu$	Cobre	

$d\bar{\varepsilon}^P$	Deformação plástica efetiva incremental	
$d\varepsilon_{11}^P, d\varepsilon_{12}^P, d\varepsilon_{21}^P, d\varepsilon_{22}^P$	Componentes do tensor de deformação plástica incremental	
$d\varepsilon_{ij}^P$	Tensor de deformação plástica incremental	
$d\rho$	Incremento de densidade de discordâncias	[mm <sup>-2</sup> ]
$d\rho_{\text{STOR}}$	Incremento de armazenamento de discordâncias	[mm <sup>-2</sup> ]
$d\rho_{\text{RECOV}}$	Incremento de aniquilação de discordâncias	[mm <sup>-2</sup> ]
$d\gamma$	Incremento de deformação cisalhante	
$dw^P$	Trabalho plástico incremental	[J]
$dx$	Distância percorrida pelas discordâncias	[mm]
$e$	Deformação de engenharia	
$E$	Módulo de elasticidade longitudinal	[MPa, GPa]
ECEA	Extrusão em canais equiangulares	
EDE	Energia de Defeito de Empilhamento	
$f(\sigma_{ij})$	Função de escoamento	
$F(\sigma_{ij})$	Função definida pelo critério de escoamento	
Fe	Ferro	
$G$	Módulo de cisalhamento	[MPa, GPa]
$h$	Hora	
$H(\dot{\varepsilon}, \rho)$	Encruamento atérmico	
HV	Dureza Vickers	
Hz	Hertz	
$I_1, I_2, I_3$	1°, 2° e 3° Invariante do tensor desviador de tensões de Cauchy	[MPa]
$J_1, J_2, J_3$	1°, 2° e 3° Invariante do tensor de tensões de Cauchy	[MPa]
$K$	Coeficiente de resistência	[MPa]
K-M	Kocks-Mecking	
$k_1$	Fator associado ao armazenamento de	[mm <sup>-1</sup> ]

	discordâncias	
$k_2$	Fator associado ao aniquilamento de discordâncias	
Kgf	Quilograma-força, unidade de força	
kN	KiloNewton, unidade de força	
l	Comprimento final	[mm]
$l_0$	Comprimento inicial	[mm]
LR	Limite de resistência mecânica	[MPa]
$L_R$	Comprimento médio das discordâncias	[mm]
m	Índice de sensibilidade a taxa de deformação	
M	Fator de Taylor	
Mg	Magnésio	
min	Minuto	
mm	Milímetro, unidade métrica	
Mn	Manganês	
MPa	Megapascal, unidade de pressão	
n	Expoente de encruamento	
nm	Nanometro, unidade métrica	
O	Designação de recozimento completo	
P	Carga (força)	[N, kN]
PLC	Portevin-Le Chatelier	
r	Distância entre discordâncias	[mm]
$R(T, \rho)$	Recuperação	
s	Segundo	
S	Tensão de engenharia	[MPa]
Si	Silício	
$S_{ijkl}$	Tensor de submissão elástica	[MPa <sup>-1</sup> ]
t	Tempo	[s, min, h]
T	Temperatura	[°C]
T6, T651, T7, T73, T74, T751, T76, T77	Designação de Temperas	
Ti	Titânio	

UFG

Grãos Ultrafinos

V

Volume

[mm<sup>3</sup>]

V<sub>0</sub>

Velocidade inicial de prensagem

[mm/s]

Zn

Zinco



# 1 INTRODUÇÃO

As ligas de alumínio têm sido os materiais estruturais mais empregados nas indústrias automotiva e aeroespacial. A liga de alumínio 7075 é aplicada na indústria aeroespacial graças excelente relação de resistência mecânica e redução de peso. A microestrutura desta liga de alumínio é controlada por tratamentos térmicos com endurecimento por precipitação resultando em precipitados finos e dispersos na matriz. Componentes e equipamentos aeroespaciais produzidos com esta liga podem ser fabricados em processos de conformação por deformação mecânica com a liga em seu estado recozido. Neste contexto, convém compreender a evolução de propriedades mecânicas e microestruturais da liga 7075 quando sujeita a deformação plástica (IMMARIGEON, 1995).

A extrusão em canais equiangulares (ECEA), consiste em pressionar um tarugo através de dois canais de igual seção transversal com um certo ângulo de interseção ( $\Phi$ ). No processamento por ECEA o tarugo é deformado, deformação caracterizada por uma deformação plana, sem que a seção transversal do tarugo mude de dimensão, porém introduzindo alta deformação efetiva no material. Como a área da seção transversal do tarugo não é alterada, o processo pode ser repetido para alcançar uma alta deformação total no material produzindo materiais de granulação ultrafina com uma resistência mecânica maior do que o estado inicial (SEGAL, 1995).

As ligas de Alumínio são metais típicos de alta energia de defeito de empilhamento (EDE), e a respeito aos processamentos mecânicos desse material, tais como laminação e extrusão, durante a deformação é observado o fenômeno de recuperação que é o principal processo de restauração durante o trabalho a frio em materiais cristalinos (MCQUEEN; BLUM, 2000).

Devido a sua alta resistência, baixa densidade e boas propriedades térmicas, a liga de alumínio 7075 tem grande interesse à indústria aeroespacial. Vários estudos com ênfase no comportamento mecânico da liga, vêm sendo registrados na literatura devido ao potencial de aprimoramento de características ou propriedades microestruturais (DRIVER, 2018; HUO et al., 2017; LEE et al., 2016; SHOJAEI; SAJADIFAR; YAPICI, 2016).

O presente trabalho tem como objetivo analisar numericamente o encruamento em tração uniaxial de uma chapa da liga de alumínio 7075 no estado como recozido e analisar o encruamento do material deformado pela técnica ECEA. Para descrever o comportamento plástico da liga, foram realizadas simulações numéricas do ensaio de tração uniaxial e da técnica ECEA, empregando-se o modelo de densidade de discordâncias de Kocks-Mecking (KOCKS, 1976; MECKING; KOCKS, 1981). Os parâmetros deste modelo foram obtidos a partir dos resultados experimentais de força-alongamento em tração.

## **2 Objetivo**

### **2.1 Objetivo Geral**

O objetivo geral do presente trabalho é investigar os comportamentos mecânico e microestrutural da liga Al7075 sob as condições de deformação uniaxial e deformação plana ambas deformadas à temperatura ambiente. O comportamento do material é descrito por meio de um modelo de densidade de discordâncias implementado no programa de elementos finitos ABAQUS/Standard com finalidade prever a evolução da densidade de discordâncias e a resposta mecânica do material sujeito a deformação.

### **2.2 Objetivos Específicos**

- a) Previsão da resposta mecânica da liga Al7075 de força, alongamento e deformação efetiva fornecidas pelo modelo aplicado para o caso de tração uniaxial avaliado por resultados experimentais de ensaio de tração.
- b) Previsões da evolução e distribuição da densidade de discordâncias da liga Al7075 para o caso de tração uniaxial.
- c) Previsão da resposta mecânica da liga Al7075 de carga, e deformação efetiva para um dado deslocamento do punção no processamento de extrusão em canais equiangulares.
- d) Previsões da evolução e distribuição da densidade de discordâncias da liga Al7075 durante processamento por extrusão em canais equiangulares.

## **3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **3.1 Ligas de alumínio**

#### **3.1.1 Características Gerais**

Graças a excelente combinação de densidade e resistência mecânica, além da resistência à corrosão tornaram as ligas de alumínio um dos grupos metálicos mais utilizados. Reduzir peso, portanto, combustível, por meio da substituição de metais pesados por metais leves tem sido uma prática padrão na fabricação de máquinas aeroespaciais, atualmente atingiu o status de prioridade máxima em uma variedade de outras indústrias, incluindo as automotivas (ASM INTERNATIONAL, 1991a).

Alumínio e suas ligas são bons condutores de calor, e enquanto fundem a temperaturas mais baixas que os aços, ponto de fusão do alumínio é de 660°C, o que é relativamente baixo comparado ao do aço, que é da ordem de 1570°C, eles são mais lentos que o aço para atingir temperaturas muito altas em exposição ao calor. Seu peso específico é de cerca de 2,70 g/cm<sup>3</sup>, aproximadamente 35% do peso do aço e 30% do peso do cobre. Ele possui boa resistência à corrosão devido a seu fino filme de óxido de superfície tenaz de ocorrência natural, o qual protege o metal de oxidações posteriores. Ligas de Alumínio possuem tipicamente uma estrutura CFC e não são magnéticas, portanto o alumínio é frequentemente utilizado como proteção em equipamentos eletrônicos (DIETER, 1981).

É conveniente dividir as ligas de alumínio em duas categorias principais: ligas fundidas e ligas trabalháveis. A composição química para ambos os tipos é designada por um número de 4 dígitos, no qual o primeiro número representa a série, principal elemento de liga. O segundo número indica a modificação da liga original. O terceiro e o quarto números indicam o percentual mínimo de alumínio que a liga contém. Após

estes dígitos há um hífen e uma letra e possivelmente um número de 1 a 3 dígitos, que indica o tratamento mecânico e ou térmico ao qual a liga foi submetida (ASM INTERNATIONAL, 1991a).

As ligas de alumínio submetidas a processos de conformação mecânica durante sua produção são classificadas em oito séries, entre essas está a série 7000 que tem o zinco como principal elemento de liga, porém outros elementos de liga podem ser adicionados como cobre, magnésio, cromo e zircônio. São ligas historicamente utilizadas em uma diversa gama de aplicações na indústria aeroespacial em peças sujeitas aos mais elevados esforços mecânicos combinada com, dependendo do componente específico, alta tenacidade à fratura e alta resistência à corrosão (KUTZ, 2002).

### 3.1.2 Liga Al 7075

A liga Al 7075, liga da série 7000 com composição Al–Zn–Mg–Cu, é tratável termicamente e proporciona grande resistência mecânica comparada a outras ligas de alumínio. Não é considerada soldável por processos comerciais e é regularmente usada com a construção rebitada (KUTZ, 2002). A resistência é alcançada pela precipitação da fase  $\eta'$  ( $\text{MgZn}_2$  coerente) no interior dos grãos e fase  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$  não-coerente) ao longo dos contornos de grão. No pico convencional de envelhecimento, condição de alta resistência, T6, as chapas espessas, peças forjadas e extrudadas da série 7000 são altamente susceptíveis à corrosão sob tensão (CST), particularmente quando forçado através da espessura, sendo este um defeito que tem sido bem documentado para a liga 7075-T6. Várias teorias têm sido desenvolvidas para explicar a susceptibilidade à corrosão sob tensão. Muitas destas mostram a fragilização por hidrogênio como um importante fator além da dimensão do precipitado no contorno de grão. Esforços consideráveis têm sido dispendido ao longo dos anos - e ainda estão em andamento para resolver o problema da corrosão sob tensão nas ligas da série 7000. Estes esforços levaram primeiramente ao desenvolvimento do superenvelhecimento T73 para a liga de 7075 (IMMARIGEON, 1995).

Temperas intermediárias foram desenvolvidas para fornecer compensações na resistência ao CST e resistência mecânica, como os tratamentos T74, T76, T77, e, ao mesmo tempo, técnicas de manipulação do tamanho do precipitado no contorno de

grão foram desenvolvidas para reduzir a suscetibilidade ao CST mantendo a alta resistência da condição T6 (IMMARIGEON, 1995).

### 3.1.2.1 Tratamentos térmicos na liga de Al 7075

Os tratamentos térmicos em metais consistem em aquecer e resfriar o material em condições controladas de temperatura, tempo e atmosfera; possibilitando assim a sua modificação microestrutural e conseqüentemente suas propriedades mecânicas, alívio de tensões residuais e em alguns casos modificação química (ASM INTERNATIONAL, 1991b).

Com o objetivo de aumentar a resistência mecânica do material, realizam-se tratamentos térmicos para promover o endurecimento por precipitação, para tal, necessita-se solubilizar as fases intermetálicas, deixar a solução supersaturada e, posteriormente, realizar o envelhecimento (DIETER, 1981). Para solubilizar as fases intermetálicas é necessário elevar a temperatura, de modo a alcançar uma zona térmica em que uma das fases se dissolva na outra, após a completa solubilização, o material sofre um resfriamento brusco sem que haja tempo para a fase intermetálica ser precipitada, assim formando uma estrutura metaestável chamada solução supersaturada. Para aumentar ainda mais a resistência mecânica do material realiza-se o envelhecimento elevando a temperatura até pouco abaixo da zona térmica em que a fase intermetálica seria solubilizada e mantendo a temperatura por um tempo controlado para que pequenos precipitados sejam formados dispersos na matriz (HULL; BACON, 2011; YANG et al., 2018).

Para a aplicabilidade dos tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação, necessita-se que as fases intermetálicas presentes na liga sejam solúveis em temperaturas elevadas, mas que na temperatura de aplicação da liga a quantidade de solutos previamente solubilizados em altas temperaturas ultrapassem o limite de solubilidade. A liga Al7075 apresenta esta característica e pode ser beneficiada por este tratamento, aumentando consideravelmente sua resistência mecânica (ASM INTERNATIONAL, 1991b).

Os tratamentos térmicos de endurecimento por precipitação mais utilizados na liga Al 7075 são as têmperas T6 e T7. Os tratamentos T6 e T7 ambos passam por um tratamento de solubilização na temperatura de 480 °C seguido de um resfriamento

brusco, após o tratamento de solubilização, um envelhecimento posterior à temperatura de aproximadamente 120°C por cerca de 24 horas resulta na condição T6, já a tempera T7 necessita um envelhecimento constituído de duas etapas, a primeira entre as temperatura 100 e 110 °C por cerca de 8 horas e a segunda entre as temperaturas 160 e 170 °C por um tempo entre 24 e 30 horas. As designações T651 e T751 são dadas as ligas que são submetidas as temperas T6 e T7, respectivamente, seguidas de um alívio de tensões controlado por estiramento (ASM INTERNATIONAL, 1991b).

O recozimento em ligas de alumínio visa restaurar a ductilidade do material que tenha sido endurecido por encruamento ou tratamento térmico. Em ligas que tenham sido encruadas, por exemplo em processos de conformação, ao realizar o tratamento térmico de recozimento é observado um aumento na ductilidade acompanhado por um decréscimo na dureza, obtido pelo alívio de tensões residuais, pela recristalização do metal e pelo crescimento dos grãos (DIETER, 1981; REED-HILL, 1982). Em ligas de alumínio que tenham sido endurecidas por precipitação, para realizar o recozimento, o metal é aquecido para alcançar altas taxas de difusão e aumentar e acelerar a precipitação da fase intermetálica, resultando em zonas precipitadas mais grosseiras e espaçadas, reduzindo a dureza e aumentando a ductilidade do material, portanto revertendo os efeitos resultados pelo tratamento térmico de endurecimento por precipitação (HULL; BACON, 2011).

Algumas operações de conformação requerem uma boa ductilidade do material, portanto recomenda-se realizar o tratamento térmico de recozimento no material. Em geral, tratamentos térmicos de recozimento são realizados através do encharque da peça a elevadas temperaturas e posterior resfriamento lento. O recozimento completo resulta na condição mais dúctil do material e a designação para os materiais submetidos a este tratamento é "O". Para realizar o recozimento completo, o tratamento térmico passa por uma etapa secundária em uma temperatura pouco menor para que ocorra precipitação completa (ASM INTERNATIONAL, 1991b).

No caso da liga 7075, o recozimento completo consiste em submeter as amostras ao encharque entre 415-430°C, temperatura maior que a necessária para o recozimento de alívio de tensões do material, por entorno de 2 a 3 horas, seguido de resfriamento lento com taxa de aproximadamente 28°C/h, até 230°C e novo

encharque nesta temperatura por entorno de 4 a 6 horas e, finalmente, resfriamento lento até a temperatura ambiente (ASM INTERNATIONAL, 1991b).

O material após recozimento completo possui uma microestrutura com presença de grãos alongados e alinhados paralelamente à direção de laminação. Na seção transversal a laminação, os grãos apresentam morfologia e tamanhos irregulares. Indicativo de recristalização parcial. E na direção normal, foram observados grãos com indícios de recristalização, e com tamanho visivelmente maiores. As amostras no estado recozido apresentam fases intermetálicas de maiores dimensões se comparada ao material sem processamento na condição T651 (SILVA, 2017).

### 3.1.2.2 Temperatura de transição de fase da liga Al7075

A Figura 1 apresenta o diagrama de fases da liga Al7075 gerado através do software comercial Thermo-Calc. A fim de simplificar o procedimento, foram inseridos no software, como dados de entrada, apenas os elementos cuja concentração é estipulada na definição oficial da liga, apresentada na Tabela 1. O Al foi apresentado como balanço. Em uma seção bidimensional mantendo todas as concentrações iguais às da Tabela 1 e fazendo variar apenas a concentração do Zn, que é o elemento de liga de maior concentração (BARBOSA, 2014).

Tabela 1 - Composição química da liga Al7075 usada como base para a construção do diagrama de fases. Fonte: (BARBOSA, 2014).

Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Cr	Si	Mn	Ti
Bal.	5,83	2,60	1,70	0,18	0,24	0,074	0,041	0,035



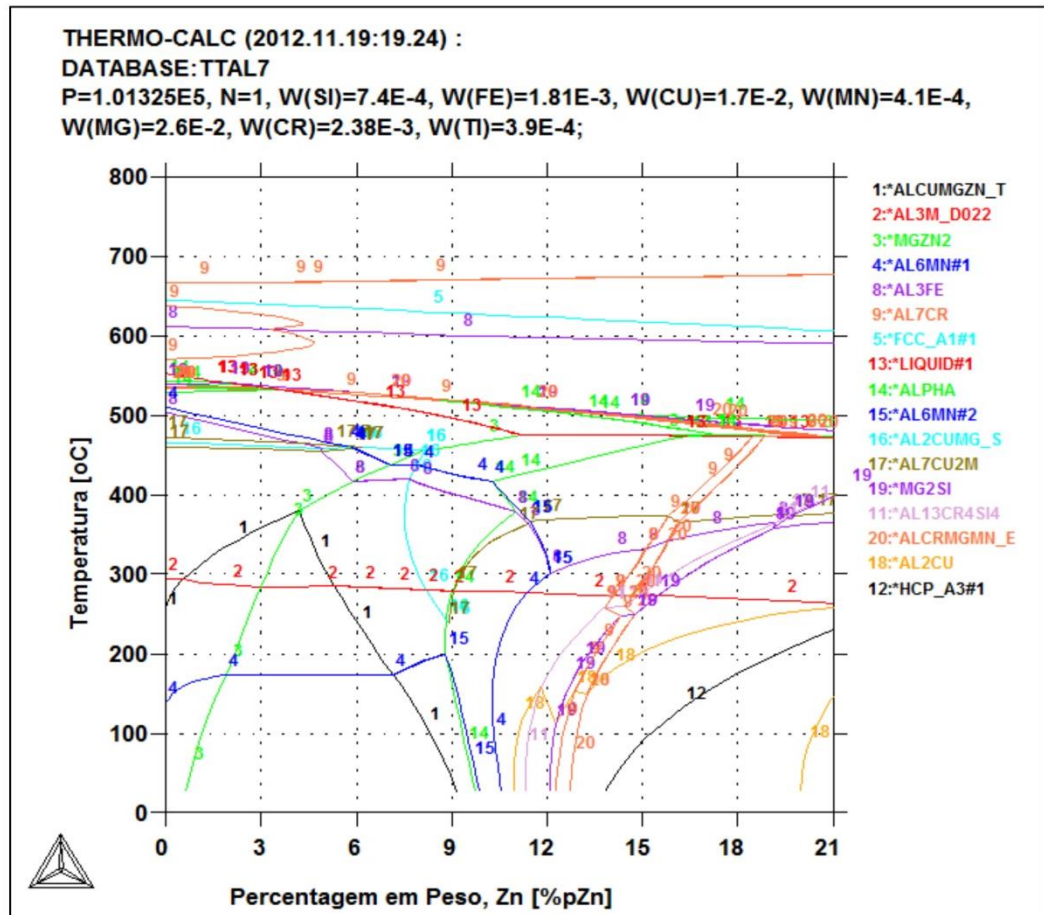


Figura 1 - Diagrama de fases em uma seção bidimensional para uma liga Al 7075 variando a composição de Zn. Fonte: (BARBOSA, 2014).

O diagrama de fases, elaborado com auxílio de do software Dagra, permite observar que tratamentos térmicos de recozimento na liga Al7075 são realizados em uma faixa de temperatura acima da linha solvus da fase  $MgZn_2$  (linha 3, verde) (ASM INTERNATIONAL, 1991b). Observou-se também a menor temperatura de formação de fase líquida, a partir da concentração em massa de 11% de Zn a linha 13 estabiliza-se em 475°C, temperatura coerente com valores típicos de temperatura de início de formação de fase líquida em um grão heterogêneo da liga Al7075 (BARBOSA, 2014).

### 3.2 Fenômenos metalúrgicos envolvidos na deformação de metais

A maior parte do trabalho realizado na deformação de um metal é liberado como calor e apenas uma pequena quantidade permanece como energia armazenada no material. A energia armazenada fornece a fonte para todas as mudanças de

propriedade que são típicas de metais deformados e é uma consequência direta do excesso de energia livre dos defeitos de pontos e discordâncias que são gerados durante a deformação. No entanto, exceto no caso especial de deformação a temperaturas muito baixas, os defeitos pontuais não contribuem significativamente para a energia armazenada de deformação. No caso comum de deformação a temperaturas ambientes, quase toda a energia armazenada é derivada do acúmulo de discordâncias e a diferença essencial entre os estados deformado e recozido reside na densidade de discordâncias (HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017).

### 3.2.1 Discordâncias

Discordâncias são defeitos lineares presentes na rede cristalográfica, das quais o movimento produz uma deformação plástica no material. A tensão cisalhante aplicada a uma rede cristalina resulta no aumento do número de discordâncias que pode ser em aresta, espiral e mista. A obtenção de discordâncias em aresta e em espiral é representada na Figura 2. Uma discordância aresta exibe a linha da discordância normal à direção de deslizamento. Uma discordância espiral é considerada como resultado de uma distorção por cisalhamento, na qual a distorção atômica associada também é linear ao longo de uma linha de discordância paralela à direção do escorregamento (SMALLMAN; NGAN, 2007).

A densidade de discordâncias aumenta devido ao contínuo aprisionamento de discordâncias móveis recém-criadas por discordâncias existentes e sua incorporação na subestrutura de discordâncias que é característica do estado deformado (CAHN; HAASEN, 1996).

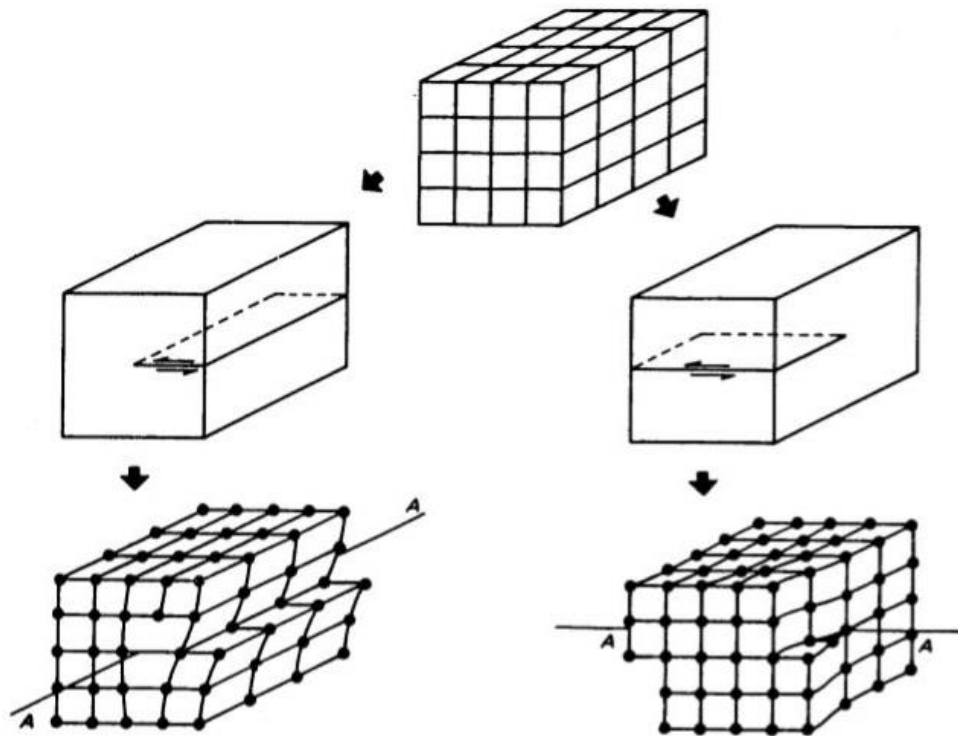


Figura 2 - Obtenção de uma discordância em aresta (lado esquerdo) e de uma discordância em espiral (lado direito) a partir de um cristal perfeito. Fonte: (PADILHA, 1997).

As discordâncias tendem a se moverem, a partir de um valor crítico de tensão cisalhante, preferencialmente em um plano de maior densidade atômica. Os planos de maior densidade atômica são também os mais espaçados entre si, e em geral, oferecem menor resistência em comparação aos demais planos (PADILHA, 1997). A discordância tipo aresta é confinada a deslizar em apenas um plano. A discordância tipo espiral é simétrica em relação ao seu eixo e seu vetor de Burgers é paralelo ao eixo  $e$ , por conseguinte, não formam um plano específico de deslizamento. Quando a discordância se movimentar no plano de deslizamento, diz-se que o movimento é conservativo. Se o movimento da discordância se der fora do plano de deslizamento, perpendicularmente ao vetor de Burgers, diz-se que ele é não conservativo ou de escalada. Porém, na escalada o movimento de discordância pode ocorrer em um plano normal ao plano de deslizamento através da difusão de lacunas ou átomos intersticiais para a discordância (CAHN; HAASEN, 1996).

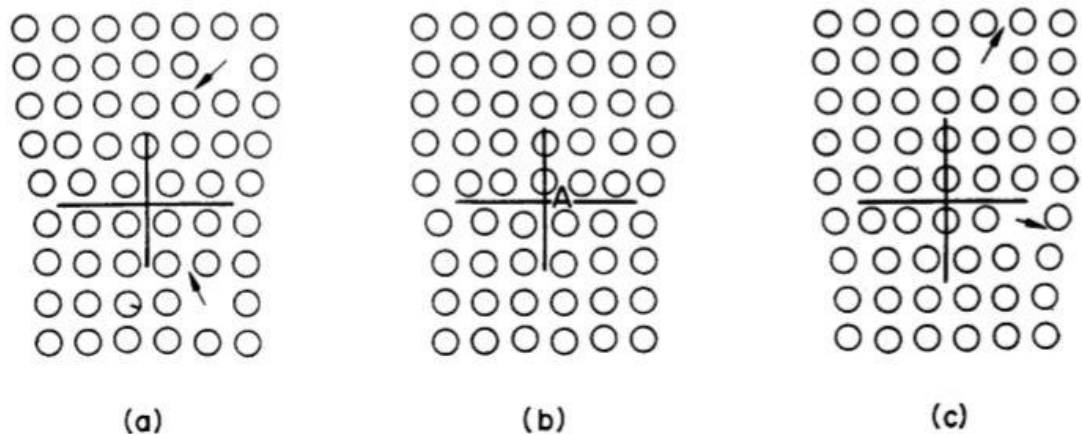


Figura 3 - Escalada, positiva (lado esquerdo) e negativa (lado direito) de uma discordância em cunha. Fonte: (PADILHA, 1997).

Como a escalada é um processo controlado por difusão, ela é termicamente ativada e ocorre preferencialmente a altas temperaturas. Quando átomos do plano extra são removidos, a linha da discordância sobe uma distância atômica, esse movimento é chamado de escalada positiva. Este tipo de escalada pode ocorrer ou por difusão de uma lacuna para a discordância, fazendo com que o átomo do plano extra se desloque para o lugar vazio da rede, ou por desprendimento de um átomo do plano extra para uma posição intersticial. Na escalada negativa é adicionada uma fileira de átomos abaixo do plano extra, ou seja, ele desce uma distância atômica. Isso pode ocorrer pela adição de átomos vizinhos ao plano extra, ou até pela difusão de átomos intersticiais para a discordância (CAHN; HAASEN, 1996). Os processos de escalada positiva e negativa são representados na Figura 3.

O campo de deformação em torno de uma discordância, devido à sua natureza de longo alcance, também é importante para influenciar o comportamento de outras discordâncias no cristal. Uma discordância de sinal positivo atrai uma discordância de sinal negativo no mesmo plano de deslizamento, a fim de que os campos de tensão independentes se cancelem. Além disso, como regra geral, pode-se dizer que as discordâncias em um cristal irão interagir entre si para ocupar posições de energia mínima para reduzir a energia de deformação total da rede (SMALLMAN; NGAN, 2007).

Elementos de liga na forma de precipitados de segunda fase quase sempre endurecem o material exigindo que as discordâncias gastem energia adicional para se movimentarem, os elementos de liga são atraídos e confinados nos núcleos das

discordâncias e reduzem significativamente sua mobilidade, aumentando assim a tensão necessária para a deformação plástica. O efeito de tamanho do soluto é, geralmente, o mais forte e produz uma força atrativa entre o núcleo das discordâncias e os átomos de soluto como consequência da distorção elástica do núcleo que pode acomodar átomos de soluto de tamanhos diferentes dos da matriz de solvente.

### 3.2.1.1 Teorias fundamentais de discordâncias

Os processos envolvidos na deformação são principalmente controlados pelo armazenamento de discordâncias e a difusão atômica à medida que as discordâncias são continuamente aniquiladas durante a deformação (KOCKS, 1976; MECKING; KOCKS, 1981). Desta forma, as mudanças na densidade de discordâncias podem ser descritas por:

$$\frac{d\rho}{dt} = H(\dot{\epsilon}, \rho) - R(T, \rho) \quad (3.1)$$

Onde,  $\rho$  é a densidade de discordâncias,  $H(\dot{\epsilon}, \rho)$  representa o encruamento atérmico e  $R(T, \rho)$  representa as mudanças devido a recuperação.

O modelo de Kocks-Mecking descreve as alterações na densidade de discordâncias em função da deformação por dois termos.

$$d\rho = d\rho_{Stor} - d\rho_{Recov} \quad (3.2)$$

O primeiro termo descreve o armazenamento de discordâncias móveis  $\rho_m$  no cristal após a discordância móvel mover através de uma distância  $dx$ . Definindo o caminho livre de discordâncias  $\Lambda$  como uma constante (MECKING; KOCKS, 1981), a parcela que descreve o armazenamento de discordâncias é definida por:

$$d\rho_{Stor} = \rho_m \cdot \frac{dx}{\Lambda} \quad (3.3)$$

Definindo o caminho livre por um processo estatístico, determinado pela média dos espaços entre discordâncias, observa-se que  $\Lambda$  é proporcional a  $1/\sqrt{\rho}$ . (KOCKS, 1966).

$$\Lambda = \beta/\sqrt{\rho} \quad (3.4)$$

Onde  $\beta$  é uma constante de proporcionalidade. O segundo termo da Equação (3.1) descreve a mudança de densidade de discordâncias devido aos processos de recuperação e rearranjo que ocorrem entre discordâncias durante a deformação. O número de locais recuperados em um elemento de área do plano de deslizamento é  $\rho dA$ . Quando um comprimento médio de discordâncias,  $L_R$ , é aniquilado (KOCKS, 1966), a mudança total no comprimento de discordância no volume  $V$  será:

$$V \cdot d\rho_{Recov} = L_R \cdot \rho dA \quad (3.5)$$

Pela suposição que a probabilidade ocorrência de recuperação seja proporcional ao número de vezes que um local recuperado é contactado pelo movimento de discordância. Então a área da do plano de escorregamento e a distância de escorregamento,  $dx$ , estão relacionadas com o incremento de deformação cisalhante,  $d\gamma$  (KOCKS, 1966). Sendo assim:

$$d\gamma = \rho_m b dx = b dA/V \quad (3.6)$$

Combinando as Equações (3.2), (3.3), (3.4), (3.5) e (3.6), obtém-se:

$$\frac{d\rho}{d\gamma} = \frac{\sqrt{\rho}}{b\beta} - \frac{L_R \rho}{b} \quad (3.7)$$

Substituindo as constantes  $k_1 = 1/b\beta$  e  $k_2 = L_R/b$  na Equação (3.7), tem-se:

$$\frac{d\rho}{d\gamma} = k_1\sqrt{\rho} - k_2 \rho \quad (3.8)$$

Onde  $k_1$  é uma constante associada ao armazenamento de discordâncias e  $k_2$  é uma constante associada à aniquilação de discordâncias.

### 3.2.2 Encruamento

A encruamento de materiais cristalinos ocorre por consequência do fato de que a tensão requerida para o movimento de discordâncias aumenta à medida que os movimentos das discordâncias se tornam cada vez mais dificultados por obstáculos microestruturais, como átomos de soluto, discordâncias, precipitados e contornos de grãos. O aumento da tensão requerida para o movimento de discordâncias varia à medida que o material é deformado, e essa taxa de variação pode ser classificada em cinco estágios, A Figura 4 apresenta os estágios de encruamento típicos de materiais policristalinos.

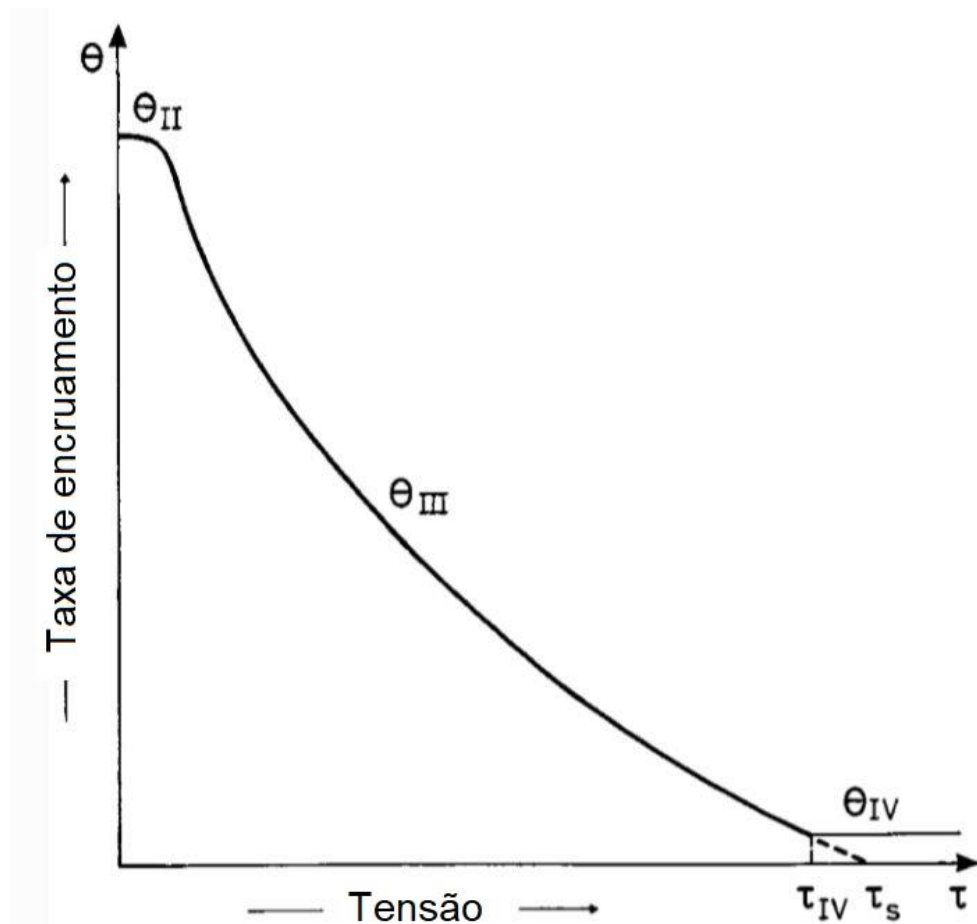


Figura 4 – Representação esquemática dos estágios de encruamento em uma curva  $\theta$ -. Adaptado de (KUHLMANN-WILSDORF; HANSEN, 1989)

O estágio I aplica-se apenas à circunstância de deslizamento único em cristais simples, sendo então desprezado em materiais policristalinos. O estágio II é um estágio de encruamento linear com uma taxa relativamente alta que é característica de baixas temperaturas de deformação, sendo insensível à temperatura ou taxa de deformação. O estágio III corresponde a uma diminuição constante na taxa de endurecimento devido à recuperação dinâmica e é fortemente sensível à temperatura e taxa de deformação, em contraste com os estágios anteriores. No estágio IV a taxa de encruamento é pequena, quase constante, observada a baixas temperaturas, e diminui até que a taxa de encruamento chegue a zero, o que caracteriza o estágio V. Qualquer circunstância sob a qual a taxa de encruamento desaparece, mas a deformação continua, corresponde a uma saturação da tensão. À medida que a temperatura de deformação aumenta, o Estágio IV desaparece e o Estágio III encurta progressivamente até o ponto em que o intervalo de tensão entre a tensão de escoamento e o limite de tensão se torna insignificante (HUMPHREYS; ROHRER; ROLLETT, 2017; KUHLMANN-WILSDORF; HANSEN, 1989).

A ideia básica do encruamento proposta por Taylor para materiais com distribuição uniforme de discordâncias é que algumas destas interagem com outras e são bloqueadas ao se moverem. As discordâncias bloqueadas agem como fontes de tensões internas que acabam por aumentar a tensão à medida que o material é deformado, e isso dá origem à relação teórica entre a densidade de discordâncias e a tensão. No modelo que ele usou, assumiu-se que todas as discordâncias se moviam em planos de deslizamento paralelos (REED-HILL, 1982).

Esta abordagem assume que, se a densidade de discordâncias é expressa em números de discordâncias que cruzam uma área unitária, a distância média entre discordâncias é proporcional a  $\rho^{-1/2}$ , e o campo de tensão de uma discordância varia como  $1/r$ , ou em geral podemos escrever:

$$\tau \approx \frac{Gb}{r} \quad (3.9)$$

Onde G é o módulo de cisalhamento, b é o vetor de Burger, e r é a distância entre discordâncias. Entre duas discordâncias de sinais iguais, haverá uma força repulsiva entre eles. Entre duas discordâncias de sinais opostos, haverá uma força



atrativa. Ambos os casos, a interação entre as duas discordâncias precisa superar esta força para permitir que as discordâncias continuem a se movimentarem. Como a distância média entre discordâncias é proporcional a  $\rho^{-1/2}$ , tem-se:

$$\tau = \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (3.10)$$

O efeito das partículas da segunda fase no encruamento depende criticamente do tamanho das partículas. A taxa de encruamento tende a ser baixa para partículas muito finas, uma vez que quando as discordâncias cortam uma partícula podem atravessar campos inteiros de partículas com aproximadamente a mesma tensão. Isto induz à formação de bandas de cisalhamento nas quais a deformação plástica é fortemente concentrada. Por outro lado, se as partículas tiverem dimensões maiores que 40 nm de diâmetro, as discordâncias se deslocam em torno delas e, com o esforço contínuo, acumulam altas densidades de discordâncias locais perto das partículas e, portanto, taxas de encruamento relativamente altas.

### 3.2.3 Recuperação dinâmica

O fenômeno de recuperação dinâmica é afetado pela temperatura a qual o material é deformado, que altera principalmente o momento em que o material alcança o chamado estado estacionário, neste instante, é observado que a quantidade de defeitos gerados durante a deformação é compensada pela quantidade de defeitos eliminados. Quanto maior a temperatura, desde que seja abaixo da temperatura de recristalização, maior é a ativação térmica e maior é a possibilidade para movimentação das discordâncias tendendo a formar subgrãos (MCQUEEN; BLUM, 2000). Se há o rearranjo de discordâncias de modo a formar configurações de menor energia como os contornos de baixo ângulo, ou seja, formação de subgrãos, a densidade de discordâncias é reduzida (REZENDE, 2011).

Para acomodar as crescentes tensões geradas e também as crescentes diferenças de orientação entre cristais há um arranjo das discordâncias, que tendem a se agrupar em células ou subgrãos, formando subestruturas. Se o contorno deste agrupamento for difuso a estrutura será de células de discordâncias, se for bem definido a estrutura será de subgrãos. A diferença de orientação ( $\psi$ ) entre os

subcontornos exibe caráter de baixo ângulo, normalmente menor que  $15^\circ$ . A energia de defeito de empilhamento (EDE) que pode ser determinada experimentalmente medindo-se a distância entre as discordâncias parciais com auxílio de microscopia eletrônica de transmissão.

Materiais com baixa EDE geralmente apresentam maior taxa de encruamento, maior densidade de discordância, maior energia armazenada na deformação plástica e tendem a apresentar uma distribuição de discordâncias mais homogênea. Materiais com alta EDE apresentam as discordâncias distribuídas de forma heterogênea e mais próximas umas das outras após deformação plástica, facilitando o escorregamento e mobilidade, permitindo a recuperação com mais facilidade. A explicação para isto é que em metais de alta EDE, as discordâncias têm maior mobilidade e a ocorrência de aniquilação e rearranjo de discordâncias são mais frequentes (PADILHA, 2005).

Outros fatores influenciam a ocorrência de recuperação dinâmica, como a própria natureza do material, incluindo nível de pureza, tamanho inicial do grão e a EDE. Metais com alta EDE apresentam cinética de recuperação estática e dinâmica alta, diminuindo a quantidade de defeitos cristalinos e conseqüentemente, o potencial termodinâmico para a recristalização. Por outro lado, metais com baixa EDE apresentam cinética de recuperação baixa e a quantidade de defeitos cristalinos sempre aumenta com a deformação. Dessa forma, a ocorrência da recristalização dinâmica é facilitada. Parâmetros relacionados ao processamento também exercem forte influência na incidência de recuperação dinâmica, como temperatura, taxa e grau de deformação (PADILHA, 2005).

As etapas das alterações microestruturais que ocorrem durante a recuperação são: (1) reação entre defeitos puntiformes levando a uma diminuição da quantidade dos mesmos; (2) aniquilação de discordâncias de sinais opostos e encolhimento dos anéis de discordâncias; (3) rearranjo de discordâncias de modo a formar configurações de menor energia como o contornos de baixo ângulo; (4) formação de contornos de alto ângulo (PADILHA, 2005). Na Figura 5, pode ser visualizada a evolução do mecanismo de recuperação dinâmica.

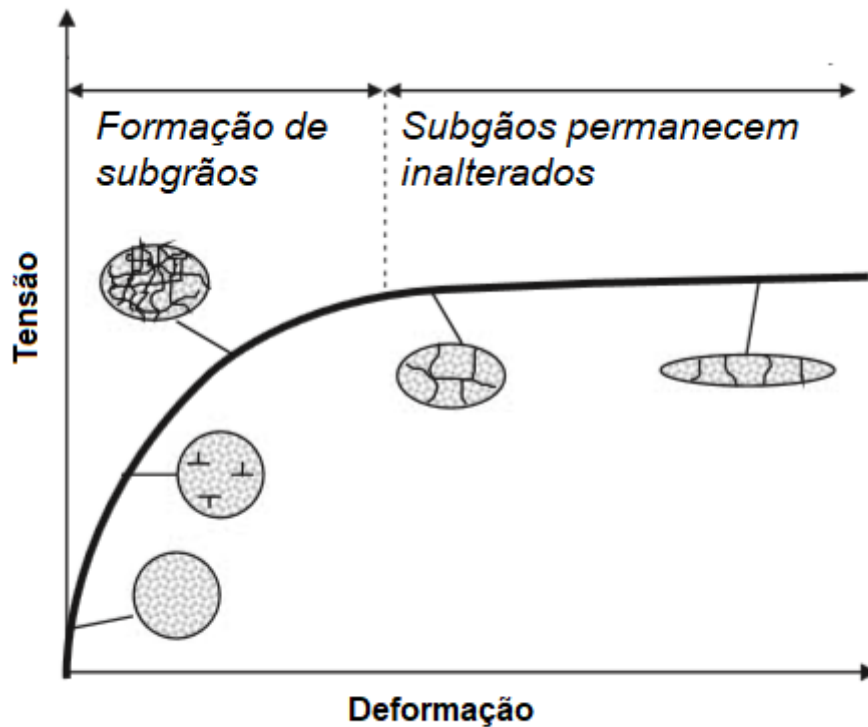


Figura 5 - Evolução da microestrutura durante deformação a quente de um material mostrando recuperação dinâmica. Adaptada de (VERLINDEN; CAHN, 2007).

Após o escoamento inicial durante a deformação plástica, os átomos de soluto tendem a confinar as discordâncias nos planos de escorregamento, reduzindo sua capacidade de se recuperar dinamicamente, assim aumentando a densidade de discordâncias para uma dada deformação. Analisando-se o alumínio de comercialmente puro, os grãos vão se alongando de acordo com a mudança de forma do material, enquanto os subgrãos mantêm estrutura equiaxial. As dimensões dos subgrãos, as diferenças de orientação e a perfeição dos subcontornos dependem principalmente da natureza do metal, da temperatura e da taxa de deformação.

#### 3.2.4 Efeito Portevin-Le Chatelier

Em alguns metais com solutos dispersos na matriz, como ligas de alumínio e aços baixo carbono, são observadas instabilidades durante a deformação plástica. O efeito Portevin-Le Chatelier (PLC), é uma instabilidade de deformação que tem sido estudada desde o início do último século. O efeito se manifesta como um

comportamento serrilhado nas curvas tensão-deformação. Estudos empíricos fornecem informações sobre as interações discordância-soluto e discordância-discordância, e afirmam o efeito microestrutural e macroestrutural na natureza dinâmica da deformação localizada de vários tipos, dentre os estudos, realizam-se métodos estatísticos examinando-se as curvas tensão-deformação para compreender a natureza do comportamento serrilhado de materiais (ANANTHAKRISHNA, 2007).

Em escala microestrutural, quando discordâncias móveis são armazenadas no material, elas podem bloquear a deformação estável em andamento até que uma tensão suficiente seja criada para continuar a deformação. As discordâncias também podem interagir com átomos estranhos difusos, como os solutos em soluções sólidas. Os solutos tendem a migrar para discordâncias, onde sua energia é reduzida e os movimentos de discordâncias são dificultados, em outras palavras, as discordâncias são aprisionadas por solutos (HULL; BACON, 2011). Acredita-se que esse aprisionamento das discordâncias seja o principal fator de instabilidades de deformação plástica (ESTRIN; KUBIN, 1995).

O efeito PLC é explicado por dois fenômenos simultâneos correspondentes à mobilidade de discordâncias e a dos átomos do soluto. Em baixas taxas de deformação, ou altas temperaturas, a velocidade média de discordâncias é baixa, e há tempo suficiente para os átomos de soluto se difundirem para as discordâncias. Em altas taxas de deformação, ou baixas temperaturas, o tempo disponível para os átomos de soluto se difundirem para as discordâncias diminui e conseqüentemente a tensão requerida para desprendê-las também diminui. No entanto, em uma zona de taxa de deformação e temperaturas em que esses dois fenômenos são tipicamente simultâneos, o efeito PLC se manifesta. A competição entre aprisionamento lento e desprendimento repentino em níveis macroscópicos apresentam-se como um comportamento instável das curvas tensão-deformação (ANANTHAKRISHNA, 2005).

O efeito do PLC ocorre em ligas substitucionais e intersticiais, como ligas de alumínio, cobre, zircônio e aços leves e de baixo carbono. Esse fenômeno foi estudado pela primeira vez por Le Chatelier em aços carbono aços leves. Trabalhos posteriores de Portevin e Le Chatelier sobre ligas substitucionais fizeram com que o efeito fosse conhecido como efeito PLC (PINK, 1994).

Em relação a densidade de discordâncias, foi enfatizado o efeito obstrutivo da alta densidade de discordâncias inicial sobre a mobilidade das discordâncias, como observado nas ligas de alumínio Al7055. Esse resultado também explica em grande parte o fenômeno da banda de Lüders, outro tipo de instabilidade que ocorre no início da deformação plástica (CHEN et al., 2009). Observou-se também o efeito PLC sob deformação atômica. Uma vez ativado termicamente, o efeito PLC desaparece, resultando em um fluxo plástico estável (ESTRIN; KUBIN, 1995; YILMAZ, 2011).

O efeito PCL afeta a maioria das propriedades do material. Ligas sob carregamento se tornam susceptíveis a comportamentos imprevisíveis de falha devido à redução de ductilidade do material com redução no alongamento. É também observado um aumento do limite de resistência mecânica e da taxa de encruamento (YILMAZ, 2011). No entanto, a deformação mecânica de sólidos cristalinos é principalmente influenciada pelas discordâncias. Isso pode ser facilmente mostrado calculando a tensão associada a um plano atômico deslizando sobre um plano adjacente a partir das forças de ligação conhecidas ao longo do plano de deslizamento. O valor resultante é aproximadamente uma ordem de magnitude inferior ao módulo de cisalhamento do material (YILMAZ, 2011).

O efeito PLC é, em alguns casos, associado a problemas estéticos e estruturais por apresentar deformações localizadas. Materiais fabricados por processos de conformação mecânica, de estampagem por exemplo, podem apresentar marcas de superfícies relacionados ao efeito PLC (YILMAZ, 2011).

A temperatura afeta a mobilidade de solutos e vacâncias presentes em uma amostra metálica porque o calor fornece a energia para o movimento de defeitos pontuais. Da mesma forma, a taxa de deformação altera o número e a mobilidade de discordâncias geradas em um material sob tensão (HULL; BACON, 2011). Temperatura e taxa de deformação são os fatores externos mais significativos que afetam as interações entre defeitos e a estabilidade da deformação plástica. Em geral, quando as discordâncias se movem sem interagirem umas com as outras ou com defeitos pontuais, é observado um trabalho plástico estável.

Além da temperatura e taxa de deformação, a estabilidade do trabalho de plástico depende fortemente de parâmetros como rigidez e qualidade da superfície das amostras. Propriedades inerentes como composição da liga, estrutura cristalina,

tipo e quantidade de solutos, densidade de discordâncias, e tamanho do grão também afetam a instabilidade da deformação plástica das ligas (BALÍK; LUKÁČ; KUBIN, 2000; ZIEGENBEIN; HÄHNER; NEUHÄUSER, 2000).

### **3.3 Descrição de comportamento elastoplástico de metais**

#### **3.3.1 Simulações físicas**

Simulações físicas tem como objetivo obter informações que possam ser usadas para analisar a curva elasto-plástica do material durante o processo de conformação. As curvas tensão-deformação verdadeiras de certo material, submetido a condições de taxa de deformação constante e temperatura constante, determinam variáveis para um modelo matemático que descreva seu comportamento mecânico (LEONARD; PIETRZYK; CSER, 1999). Além do mais, as curvas tensão-deformação geradas pelo ensaio possibilitam visualizar possíveis mecanismos de recuperação, recristalização ou encruamento que ocorrem durante o processamento, ou a ausência deles (VERLINDEN; CAHN, 2007).

A magnitude e forma da curva tensão-deformação depende da composição química, tratamentos térmicos, estado inicial de deformação do material (DIETER, 1981). A taxa de deformação e temperatura são parâmetros de deformação e também tem efeito sobre a curva tensão-deformação. Alguns metais tem uma maior sensibilidade a taxa de deformação, então a taxa de deformação é variada em diferentes faixas nas simulações físicas para que o comportamento do material possa ser descrito (ASM INTERNATIONAL, 2000).

A simulação física mais utilizada é o ensaio de tração uniaxial que se presta muito bem para determinar propriedades mecânicas de metais. Dentre as propriedades que podem ser determinadas pelo ensaio de tração estão: módulo de elasticidade longitudinal, módulo de elasticidade transversal, limite de escoamento, limite de resistência mecânica e tensão de ruptura (ASM INTERNATIONAL, 2000).

### 3.3.1.1 Ensaio de tração

Em ensaios de tração, um corpo de prova é submetido a uma força uniaxial trativa enquanto observa-se o alongamento do material. Uma curva de tensão-deformação de engenharia é construída a partir das medidas de carga e deslocamento. As curvas tensão-deformação determinadas nas simulações físicas são utilizadas para determinar, por meio de pontos significantes da curva, as propriedades mecânicas e o comportamento mecânico do material sujeito a deformação (SMALLMAN; NGAN, 2007). Normalmente utilizam-se corpos de prova de seção circular ou de seção retangular, dependendo da forma e tamanho do produto acabado do qual foram retirados. As dimensões do corpo de prova são determinadas a partir de especificações normalizadas e ainda é considerada a capacidade da máquina (ASM INTERNATIONAL, 2000).

Em um ensaio de tração as extremidades de um corpo de prova são fixas por duas garras. A deformação é, usualmente, aplicada por uma das garras movida de maneira mecânica por fusos ou por sistemas hidráulicos, e o alongamento do corpo de prova é indicado, de maneira mais precisa, por um extensômetro preso no centro do corpo de prova. A carga necessária para causar este alongamento pode ser medida por meio de células de carga em conjunto de um sistema de leitura (PADILHA, 1997).

Para definir a curva tensão-deformação de engenharia são usadas as tensões médias longitudinais obtidas pela operação de divisão da carga pela área original da seção transversal do corpo de prova, as deformações usadas são as médias lineares de deformação obtidas pela divisão do alongamento do extensômetro do corpo de prova  $(l - l_0)$  pelo comprimento original (DIETER, 1981).

$$S = \frac{P}{A_0} \quad (3.11)$$

$$e = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{l}{l_0} - 1 \quad (3.12)$$

Onde  $S$ ,  $P$ ,  $A_0$ ,  $e$ ,  $l$  e  $l_0$  são a tensão, carga, área transversal original, deformação de engenharia, comprimento final e comprimento final do corpo de prova.

A Figura 6 representa algumas características comuns da curva tensão-deformação de engenharia de metais dúcteis. Nela é representada: a tensão de ruptura, o limite de resistência mecânica, e o limite de escoamento, bem como os alongamentos uniforme e total. O limite de escoamento,  $\sigma_0$ , para fins de engenharia, é a tensão que separa as regiões de comportamento elástico e plástico. Em ligas metálicas que não apresentam um patamar de escoamento definido, é adotado o limite de escoamento,  $e_0$ , para a deformação permanente de 0,2%, que pode ser definido pela reta BA como demonstra a Figura 6 (DIETER, 1981; PADILHA, 2005; SMALLMAN; NGAN, 2007).

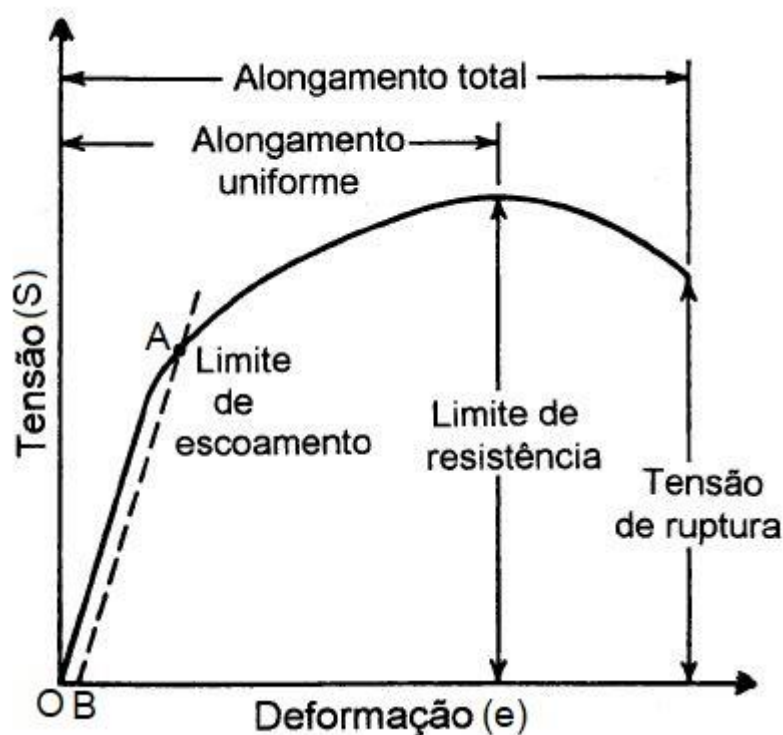


Figura 6 – Curva tensão-deformação de engenharia. Adaptado de (PADILHA, 1997)

Durante a deformação uniaxial de tração o corpo de prova é alongado e a seção transversal diminui, mantendo sempre o volume do corpo de prova constante, pois há uma conservação de massa.

$$Al = A_0l_0 \quad (3.13)$$



Portanto, o produto da área transversal final,  $A$ , pelo comprimento final é igual ao produto da área transversal original pelo comprimento original.

A princípio a taxa de encruamento excede o efeito do decréscimo da área transversal e a tensão de engenharia continua a aumentar com a deformação. Até que é alcançado um ponto em que o decréscimo da área transversal tem um efeito maior que a taxa de encruamento e a tensão de engenharia não é aumentada (DIETER, 1981).

A curva tensão-deformação verdadeira é calculada em função da área instantânea da seção transversal e do alongamento instantâneo do corpo de prova, com objetivo de corrigir o efeito causado pela redução da área transversal na curva tensão-deformação de engenharia.

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (3.14)$$

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} \quad (3.15)$$

Combinando as Equações (3.11), (3.12), (3.13) e (3.14) pode-se encontrar uma relação simplificada para determinar a tensão verdadeira,  $\sigma$ , e integrando a Equação (3.15) e combinando com a Equação (3.12) pode-se encontrar uma relação para determinar a deformação verdadeira,  $\varepsilon$ .

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \frac{l}{l_0} = S(1 + e) \quad (3.16)$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln(e + 1) \quad (3.17)$$

No ensaio de tração em materiais de fratura dúctil, a deformação deixa de ser uniforme quando uma região localizada se deforma mais do que o restante do corpo de prova, e neste instante é observada uma estricção, também conhecido como “empescoçamento”. Normalmente em materiais metálicos, admite-se que o

alongamento é uniforme até a tensão máxima indicada na curva tensão-deformação de engenharia no ensaio de tração, onde a deformação correspondente a essa tensão máxima é denominada deformação uniforme,  $\epsilon_u$ . Se o corpo de prova continua a se deformar a partir do instante em que é observado o fenômeno de estricção, eventualmente o corpo de prova se rompe (DIETER, 1981). Quando o ensaio de tração é realizado com o auxílio de um extensômetro, toma-se o cuidado para que o corpo de prova não se rompa, assim danificando o extensômetro, portanto o ensaio é comumente interrompido assim que observada uma estricção no corpo de prova.

### 3.3.2 Elasticidade

Para tensões abaixo do limite de escoamento, as deformações em metais são consideradas reversíveis, região chamada de zona de deformação elástica. A região de deformação elástica é regida pela lei de Hooke; tensão e deformação são proporcionais um ao outro, apresentando uma forma linear na curva tensão-deformação, na qual a inclinação é o módulo de elasticidade,  $E$  (ASARO; LUBARDA, 2006; DIETER, 1981; SMALLMAN; NGAN, 2007).

Para um caso geral, a equação expressa em notação indicial da lei de Hooke em uma deformação isotrópica é descrita por:

$$\epsilon_{ij} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (3.18)$$

Onde  $E$  é o módulo de elasticidade longitudinal para tração ou compressão e  $\nu$  é o coeficiente de Poisson. As componentes de deformação normais –  $\epsilon_{11}$ ,  $\epsilon_{22}$  e  $\epsilon_{33}$  – e as componentes de deformação cisalhantes –  $\gamma_{12}$ ,  $\gamma_{23}$  e  $\gamma_{13}$  – são expressas por:

$$\epsilon_{11} = \frac{1}{E} [\sigma_{11} - \nu(\sigma_{22} + \sigma_{33})] \quad (3.19)$$

$$\epsilon_{22} = \frac{1}{E} [\sigma_{22} - \nu(\sigma_{11} + \sigma_{33})] \quad (3.20)$$

$$\varepsilon_{33} = \frac{1}{E} [\sigma_{33} - \nu(\sigma_{11} + \sigma_{22})] \quad (3.21)$$

$$\gamma_{12} = \frac{1}{G} \tau_{12} \quad (3.22)$$

$$\gamma_{23} = \frac{1}{G} \tau_{23} \quad (3.23)$$

$$\gamma_{13} = \frac{1}{G} \tau_{13} \quad (3.24)$$

A constante de proporcionalidade  $G$  é o módulo de elasticidade em cisalhamento, ou módulo de elasticidade transversal. O módulo de elasticidade transversal,  $G$ , ainda pode ser relacionado com o módulo de elasticidade,  $E$ , e o coeficiente de Poisson,  $\nu$  (DIETER, 1981).

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (3.25)$$

Em uma deformação uniaxial, assumindo que a elasticidade é isotrópica, a tensão se relaciona com a deformação por:

$$\sigma_{11} = E \varepsilon_{11} \quad (3.26)$$

Enquanto a tensão aplicada ao material produz uma deformação longitudinal, são produzidas também deformações transversais, que são definidas por:

$$\varepsilon_{22} = \varepsilon_{33} = -\nu \varepsilon_{11} = -\frac{\nu \sigma_{11}}{E} \quad (3.27)$$

### 3.3.3 Plasticidade

Para tensões acima do limite de escoamento, metais dúcteis são deformados permanentemente, esta região de deformação é denominada zona de deformação elástica. As curvas tensão-deformação na região de deformação plástica são não-

lineares. Diversas equações matemáticas empíricas foram propostas para determinar a equação que melhor se ajusta à região plástica de uma dada curva tensão-deformação verdadeira, as relações mais comumente usadas são as equações de Hollomon, Swift, Ludwik e Voce (ASARO; LUBARDA, 2006; DIETER, 1981).

O comportamento plástico dos materiais descrito pela lei de potência proposta por Ludwik relaciona a tensão verdadeira por medidas de deformação verdadeira pelo limite de escoamento,  $\sigma_0$ , o coeficiente de resistência,  $K$ , e o expoente de encruamento,  $n$  (LUDWIK, 1909).

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n \quad (3.28)$$

Uma equação proposta por Hollomon não inclui o limite de escoamento, desta forma, reduz a equação de Ludwik, o que fornece uma melhor aproximação para uma diversa gama de metais (HOLLOMON, 1945).

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (3.29)$$

A equação de Swift inclui um termo do estado inicial de deformação,  $\varepsilon_0$ , deformação corresponde ao limite de escoamento do material, motivado pelo fato que o ajuste é realizado na parte plástica da curva tensão-deformação (SWIFT, 1952).

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \quad (3.30)$$

As equações de Hollomon, Swift e Ludwik são leis de potência. Alternativamente, proposta por Voce, uma relação exponencial pode descrever aproximadamente a curva tensão-deformação verdadeira (VOCE, 1948).

$$\sigma = \sigma_0[1 - \exp(-\alpha\varepsilon)] \quad (3.31)$$

Onde  $\alpha$  é uma constante adimensional característica de um comportamento de encruamento.

Para um caso geral, sabe-se que o trabalho plástico é definido por:

$$dw^P = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^P = \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon}^P \quad (3.32)$$

Para um trabalho plástico uniaxial, supondo-se uma tensão aplicada na direção 1, os tensores de tensão e deformação incremental podem ser definidos por:

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.33)$$

$$de_{ij}^P = \begin{bmatrix} d\underline{\underline{e}}_{11}^P & 0 & 0 \\ 0 & d\underline{\underline{e}}_{22}^P & 0 \\ 0 & 0 & d\underline{\underline{e}}_{33}^P \end{bmatrix} \quad (3.34)$$

Portanto, neste caso, o trabalho plástico é definido por:

$$dw^P = \sigma_{11} d\varepsilon_{11}^P = \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon}^P \quad (3.35)$$

Para um trabalho plástico em uma deformação plana, os tensores de tensão e deformação incremental podem ser definidos por:

$$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{33} \end{bmatrix} \quad (3.36)$$

$$de_{ij}^P = \begin{bmatrix} d\underline{\underline{e}}_{11}^P & d\underline{\underline{e}}_{12}^P & 0 \\ d\underline{\underline{e}}_{21}^P & d\underline{\underline{e}}_{22}^P & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.37)$$

Portanto, o trabalho plástico em deformação plana é definido por:

$$dw^P = \sigma_{11} d\varepsilon_{11}^P + \sigma_{22} d\varepsilon_{22}^P + 2\sigma_{12} d\varepsilon_{12}^P = \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon}^P \quad (3.38)$$

Para um trabalho plástico multiaxial, é definida uma superfície de escoamento para demarcar a região de tensões onde só ocorrem deformações elásticas, para tal, é definida uma função homogênea de primeiro grau de tensão definida por um critério de escoamento,  $F(\sigma_{ij})$ . Uma função de escoamento,  $f(\sigma_{ij})$ , em razão de  $F(\sigma_{ij})$  e uma medida escalar da tensão efetiva,  $\bar{\sigma}$ , representa: um trabalho plástico quando  $f(\sigma_{ij}) > 0$ , um trabalho elástico quando  $f(\sigma_{ij}) < 0$ , e o início da deformação plástica quando  $f(\sigma_{ij}) = 0$  (ASARO; LUBARDA, 2006).

$$f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_{ij}) - \bar{\sigma}(\zeta, \dot{\epsilon}, T). \quad (3.39)$$

Assumindo-se a hipótese de encruamento isotrópico, o início da deformação plástica não depende das direções das tensões principais, mas apenas de suas magnitudes (ASARO; LUBARDA, 2006). Assim, a função de escoamento  $f$  pode ser expresso em termos dos invariantes de tensão como:

$$f(I_1, I_2, I_3) = 0 \quad (3.40)$$

Onde, os invariantes de tensão podem ser definidos por:

$$I_1 = \sigma_{ii}, \quad I_2 = \frac{1}{2}(\sigma_{ij} \sigma_{ij} - \sigma_{ii} \sigma_{jj}), \quad I_3 = \det(\sigma_{ij}) \quad (3.41)$$

Para metais não porosos, o escoamento não é influenciado pela pressão hidrostática, e a superfície de escoamento pode ser expresso apenas em termos das componentes desviatórias de tensão.

$$f(J_2, J_3) = 0 \quad (3.42)$$

Onde, os invariantes das componentes desviatórias de tensão podem ser definidos por:

$$J_1 = 0, \quad J_2 = \frac{1}{2} \sigma'_{ij} \sigma'_{ij}, \quad J_3 = \det(\sigma'_{ij}) \quad (3.43)$$

Dentre as superfícies de escoamento mais aplicáveis para metais dúcteis, considerados não porosos em que é assumida a hipótese de encruamento isotrópico, estão o critério de von Mises e o critério de Tresca. O critério de von Mises ou também denominado de critério de escoamento por energia de distorção, define que o escoamento tem início quando a energia de distorção atinge um valor crítico, constante para um dado material sob condições definidas e independentes do estado de tensões. O critério de Tresca baseia-se na tensão de cisalhamento máxima, quando a tensão cisalhante máxima absoluta do material atinge a tensão cisalhante crítica, ocorre o escoamento. No caso 2D, pode-se projetar as superfícies de Tresca e von Mises, como representado na Figura 7. Observa-se que a superfície de escoamento Tresca é circunscrita pela superfície de von Mises, portanto o critério de Tresca é mais conservador (VERLINDEN; CAHN, 2007).

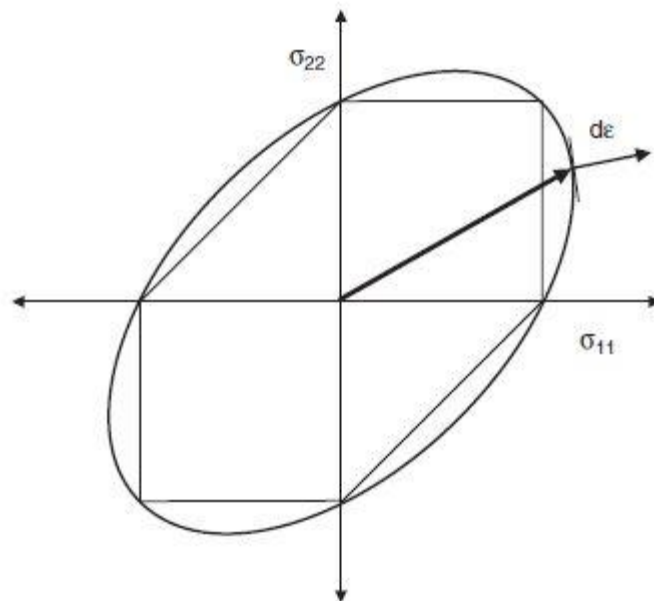


Figura 7 – Ilustração do plano de tensões com as superfícies de escoamento Tresca e von Mises para um material isotrópico. Fonte: (VERLINDEN; CAHN, 2007).

A Figura 8 ilustra, no espaço de tensões principais, as superfícies de escoamento segundo os critérios de von Mises e Tresca. O cilindro de escoamento, de von Mises, e o prisma de escoamento, de Tresca, têm o eixo paralelo ao eixo

hidrostático, o qual é perpendicular ao plano  $\pi$ . O plano  $\pi$  representa o plano no qual as deformações principais são nulas.

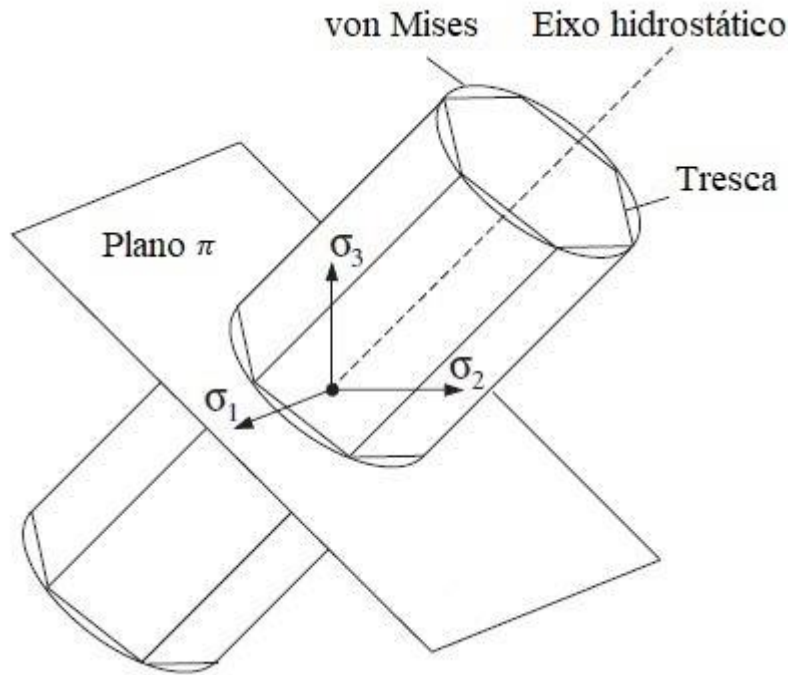


Figura 8 – Superfícies de escoamento de von Mises e Tresca no espaço de tensões principais. Adaptado de (ASARO; LUBARDA, 2006)

### 3.3.4 Modelo geral de Kocks-Mecking

O Modelo geral de Kocks-Mecking é governada por um único parâmetro microestrutural, a densidade de discordâncias, dada para um material de granulação grosseira e não levando em consideração partículas de segunda fase (KOCKS, 1976; MECKING; KOCKS, 1981). No modelo, a tensão efetiva pode ser definida em função do encruamento ( $\zeta$ ), taxa de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) e temperatura (T)

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\zeta, \dot{\epsilon}, T) \quad (3.44)$$

Para a condição de temperatura constante, a tensão é derivada obtendo:

$$d\bar{\sigma} = \left( \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \zeta} \right)_{\dot{\epsilon}, T} d\zeta + \left( \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{\zeta, T} d \ln \dot{\epsilon} \quad (3.45)$$



O parâmetro de encruamento  $\varsigma$  identificado pela tensão mesoscópica do modelo de Taylor é igual a  $\hat{\sigma}$ . O modelo K-M tem base na equação da cinética de encruamento que descreve a sensibilidade a taxa de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) em função de uma taxa de deformação de referência ( $\hat{\epsilon}$ ) e do expoente  $m$ .

$$\bar{\sigma} = \hat{\sigma} \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\hat{\epsilon}} \right)^{1/m} \quad (3.46)$$

Derivando a Equação (3.46) em função de  $\hat{\sigma}$  com  $\dot{\epsilon}$  e  $T$  constantes, tem-se:

$$\left. \frac{d\bar{\sigma}}{d\hat{\sigma}} \right|_{\dot{\epsilon}, T} = \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\hat{\epsilon}} \right)^{1/m} \quad (3.47)$$

Por outro lado, a equação da cinética de encruamento, Equação (3.46), pode ser convertida para a base logarítmica, apresentada na Equação (3.48), onde, derivando a Equação (3.48) em função de  $\dot{\epsilon}$  com  $\hat{\sigma}$  e  $T$  constantes (MECKING; KOCKS, 1981), tem-se:

$$\ln \bar{\sigma} = \ln \hat{\sigma} + \frac{1}{m} [\ln \dot{\epsilon} - \ln \hat{\epsilon}] \quad (3.48)$$

$$\left. \frac{\partial \ln \bar{\sigma}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right|_{\hat{\sigma}, T} = \frac{1}{m} \quad (3.49)$$

Que ainda pode ser simplificado para:

$$\frac{1}{\bar{\sigma}} \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = \frac{1}{m} \quad (3.50)$$

$$\left. \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right|_{\hat{\sigma}, T} = \frac{\bar{\sigma}}{m} \quad (3.51)$$

Substituindo as Equações (3.47) e (3.51) na Equação (3.45), considerando que  $\varsigma$  é igual a  $\hat{\sigma}$ , obtém-se:

$$d\bar{\sigma} = \left(\dot{\hat{\epsilon}}/\dot{\epsilon}\right)^{1/m} d\hat{\sigma} + \frac{\bar{\sigma}}{m} d \ln \dot{\hat{\epsilon}} \quad (3.52)$$

Na qual a derivada em função da deformação plástica com a taxa de deformação constante, concede a relação entre taxa de deformação macroscópica e taxa de deformação mesoscópica.

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}^p} = \left(\dot{\hat{\epsilon}}/\dot{\epsilon}\right)^{1/m} \frac{d\hat{\sigma}}{d\bar{\epsilon}^p} \quad (3.53)$$

A tensão mesoscópica, pela teoria de encruamento proposta por Taylor, aumenta à medida que aumenta a densidade de discordâncias ( $\rho$ ) no material deformado.

$$\hat{\sigma} = M\alpha Gb\sqrt{\rho} \quad (3.54)$$

Onde M é o fator de Taylor,  $\alpha$  é uma constante e b é o vetor de burgers. Derivando a Equação (3.54) em função da deformação plástica, tem-se:

$$\frac{d\hat{\sigma}}{d\bar{\epsilon}^p} = \frac{M\alpha Gb}{2} (\rho)^{-1/2} \frac{\partial \rho}{\partial \bar{\epsilon}^p} \quad (3.55)$$

Por definição do Modelo K-M, a taxa de densidade de discordâncias em função da deformação pode ser descrita por:

$$\frac{\partial \rho}{\partial \bar{\epsilon}} = M[k_1\sqrt{\rho} - k_2 \rho] \quad (3.56)$$

Na saturação, o encruamento é considerado nulo,  $d\hat{\sigma}/d\bar{\epsilon} = 0$ . Através da Equação (3.55), obtém-se  $\partial \rho / \partial \bar{\epsilon}^p = 0$ . Substituindo na Equação (3.56) para a condição de saturação (MECKING; KOCKS, 1981), tem-se:

$$M[k_1\sqrt{\rho_s} - k_2 \rho_s] = 0 \quad (3.57)$$

Onde  $\rho_s$  é o valor de densidade de discordâncias na saturação. A partir da Equação (3.57), é estabelecida uma relação entre  $\rho_s$  e as constantes  $k_1$  e  $k_2$ , e conseqüentemente uma relação entre as mesmas e  $\hat{\sigma}_s$ .

$$\rho_s = \left(\frac{k_1}{k_2}\right)^2 \quad (3.58)$$

$$\hat{\sigma}_s = M\alpha Gb\sqrt{\rho_s} = M\alpha Gb\frac{k_1}{k_2} \quad (3.59)$$

Portanto é obtida a relação para determinar a constante  $k_2$ .que depende de constantes materiais encontradas na literatura,  $k_1$  e  $\hat{\sigma}_s$ .

$$k_2 = \frac{M\alpha Gbk_1}{\hat{\sigma}_s} \quad (3.60)$$

Combinando as Equações (3.54), (3.55), (3.56) e (3.60), obtém-se:

$$\frac{d\hat{\sigma}}{d\bar{\varepsilon}^p} = \frac{M^2\alpha Gbk_1}{2} \left[1 - \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\sigma}_s}\right] \quad (3.63)$$

Para a condição  $\hat{\sigma} = 0$ , sabe-se que a taxa de encruamento é  $\theta_0$ . Portanto, a constante  $k_1$  pode ser obtida por:

$$k_1 = \frac{2\theta_0}{M^2\alpha Gb} \quad (3.64)$$

E a taxa de encruamento na escala mesoscópica pode ser definida de uma maneira mais simplificada por:

$$\frac{d\hat{\sigma}}{d\bar{\varepsilon}^p} = \theta_0 \left[1 - \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\sigma}_s}\right] \quad (3.65)$$

Substituindo a Equação (3.65) na Equação (3.53), obtém-se:

$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\varepsilon}^p} = (\dot{\bar{\varepsilon}}/\hat{\varepsilon})^{1/m} \theta_0 \left[1 - \frac{\hat{\sigma}}{\hat{\sigma}_s}\right] \quad (3.66)$$

Pela relação entre a tensão de saturação da escala macroscópica e a tensão de saturação da escala mesoscópica, identifica-se que é admissível substituir  $\hat{\sigma}/\hat{\sigma}_s$  por  $\bar{\sigma}/\bar{\sigma}_s$ .

$$\bar{\sigma}_s = \hat{\sigma}_s \left( \dot{\hat{\epsilon}}/\hat{\epsilon} \right)^{1/m} \quad (3.67)$$

$$\frac{\hat{\sigma}}{\hat{\sigma}_s} = \frac{\frac{\bar{\sigma}}{(\dot{\hat{\epsilon}}/\hat{\epsilon})^{1/m}}}{\frac{\bar{\sigma}_s}{(\dot{\hat{\epsilon}}/\hat{\epsilon})^{1/m}}} \quad (3.68)$$

Assim, é definida a equação da taxa de encruamento da escala macroscópica.

$$\theta = \frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}^p} = \left( \dot{\hat{\epsilon}}/\hat{\epsilon} \right)^{1/m} \theta_0 \left[ 1 - \frac{\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}_s} \right] \quad (3.69)$$

A equação da taxa de encruamento pode ser integrada no estágio de deformação plástica variando de  $\epsilon_o$  a  $\bar{\epsilon}^p$ , onde  $\sigma_o$  e  $\epsilon_o$  denotam tensão e deformação iniciais. É também incluída a constante  $\epsilon_r$  que representa uma deformação de relaxação.

$$\frac{d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}_s - \bar{\sigma}} = \frac{\theta_0}{\bar{\sigma}_s} \left( \dot{\hat{\epsilon}}/\hat{\epsilon} \right)^{1/m} d\bar{\epsilon}^p \quad (3.70)$$

$$\ln(\bar{\sigma}_s - \bar{\sigma})|_{\sigma_o} = \frac{\theta_0}{\bar{\sigma}_s} \left( \dot{\hat{\epsilon}}/\hat{\epsilon} \right)^{1/m} \bar{\epsilon}^p |_{\epsilon_o} \quad (3.71)$$

$$\epsilon_r = \frac{\theta_0}{\bar{\sigma}_s} \left( \dot{\hat{\epsilon}}/\hat{\epsilon} \right)^{1/m} \quad (3.72)$$

Então, através da integral, obtém-se de forma empírica a equação de Palm-Voce (PALM, 1949; VOCE, 1948).

$$\frac{\bar{\sigma} - \bar{\sigma}_s}{\sigma_o - \bar{\sigma}_s} = \exp \left[ - \frac{(\bar{\epsilon}^p - \epsilon_o)}{\epsilon_r} \right] \quad (3.73)$$

### 3.4 Técnica de Prensagem em Canais Equiangulares

A extrusão em canais equiangulares (ECEA), ou prensagem em canais equiangulares (ECAP), é um métodos de deformação plástica severa (DPS), que foi

introduzido por Segal entre as décadas de 1970 e 1980 (SEGAL, 1995). A técnica ECEA consiste em forçar um tarugo a escoar através de uma matriz que possui dois canais com seções transversais iguais. Os canais da matriz de igual seção transversal se interseccionam em um certo ângulo  $\Phi$ , que usualmente é de  $90^\circ$ , podendo variar de  $90$  a  $120^\circ$  dependendo do material (SEGAL, 1995). O ângulo  $\psi$  representa o adoçamento, utilizado para alguns materiais a fim de facilitar o fluxo do tarugo e reduzir a carga. Durante o processamento via ECAE, o metal do tarugo é lubrificado, inserido no canal superior e é submetido a uma deformação cisalhante simples através dos canais por um punção, acoplado a uma prensa, extrudando o tarugo sem que a seção transversal do tarugo mude de dimensão, porém aplicando uma alta deformação no material que promove o surgimento de microestruturas especiais (LANGDON, 2007; XU; LANGDON, 2003). A Figura 9 ilustra o conceito da técnica de extrusão ECEA e as principais partes da matriz.

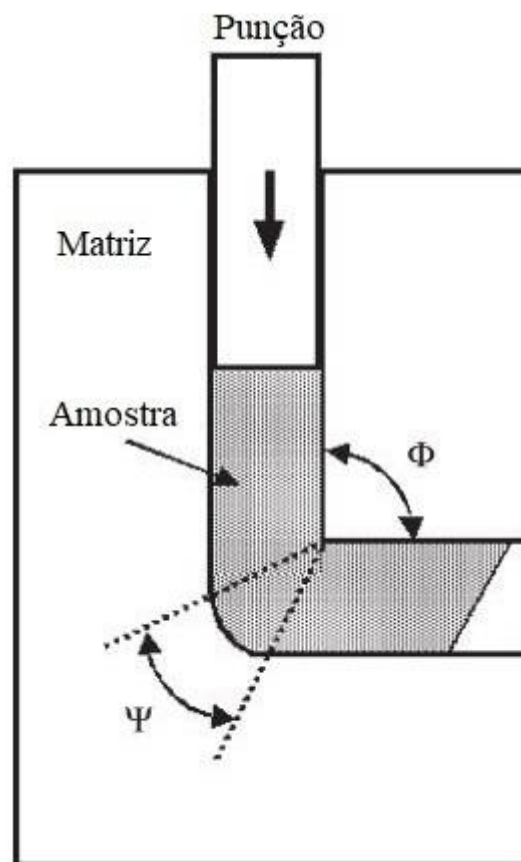


Figura 9 - Técnica de prensagem ECEA. Adaptado de (VALIEV; LANGDON, 2006)

Como a área da seção transversal do tarugo não é alterada, o processo pode ser repetido para alcançar uma alta deformação total no material produzindo materiais de granulação ultrafina (UGF) com uma resistência mecânica maior do que o estado inicial. Os múltiplos passes de prensagem fornecem o desenvolvimento de estruturas e texturas por meio da ativação dos planos e direções de cisalhamento no material (LANGDON, 2007; SUWAS et al., 2009; ZHANG et al., 2009).

Os passes consecutivos do processamento podem seguir quatro rotas de processamento entre um passe e outro, denominadas A, B<sub>A</sub>, B<sub>C</sub> e C. As diferentes rotas de processamento favorecem a ativação de diferentes sistemas de deslizamento. As rotas se diferem pela posição em que a amostra é inserida na matriz comparando um passe e outro. Na rota A, o passe secundário é processado com a amostra na mesma posição que o passe anterior. Na rota B<sub>A</sub>, o passe secundário é processado com a amostra rotacionada em 90° no sentido anti-horário em relação ao eixo longitudinal. Na rota B<sub>C</sub>, o passe secundário é processado com a amostra rotacionada em 90° no sentido horário em relação ao eixo longitudinal. Na rota C, o passe secundário é processado com a amostra rotacionada em 180° em relação ao eixo longitudinal (VALIEV; LANGDON, 2006).

Simulações numéricas pelo método dos elementos finitos são frequentemente usadas para analisar o escoamento plástico durante o processamento ECEA, método que tem se provado efetivo em estimativa de comportamento mecânico e parâmetros materiais para um passe de processamento (ESMAILZADEH; AGHAIE-KHAFRI, 2012; PHAM; NGHIEP; KIM, 2015; SURENDARNATH et al., 2017). Aplicações do método dos elementos finitos em extrusão multipasse permanecem problemáticas especialmente quando o encruamento do material é altamente não-uniforme, condição presente no processamento ECEA (SEGAL, 2003).

Em um passe do material na matriz, a deformação sofrida pelo material pode ser considerada dividida em quatro regiões características. A Figura 10 representa as regiões de deformação em um processamento ECEA. Na região I, o material se move rigidamente com uma velocidade  $V_0$ . Na região II, chamada de zona de deformação, o material é submetido a uma deformação plástica contínua. Na região III, chamada de zona morta, o material é estacionário, ou próximo de estacionário, e é normalmente encruado em um grau maior do que o restante do material. As regiões II e III nem

sempre são existentes. Neste caso, a deformação cisalhante ocorre em uma superfície de cisalhamento GH. Na região IV o material se move para a saída da matriz sem nenhuma deformação adicional (EIVANI; KARIMI TAHERI, 2008; SEGAL, 2003).

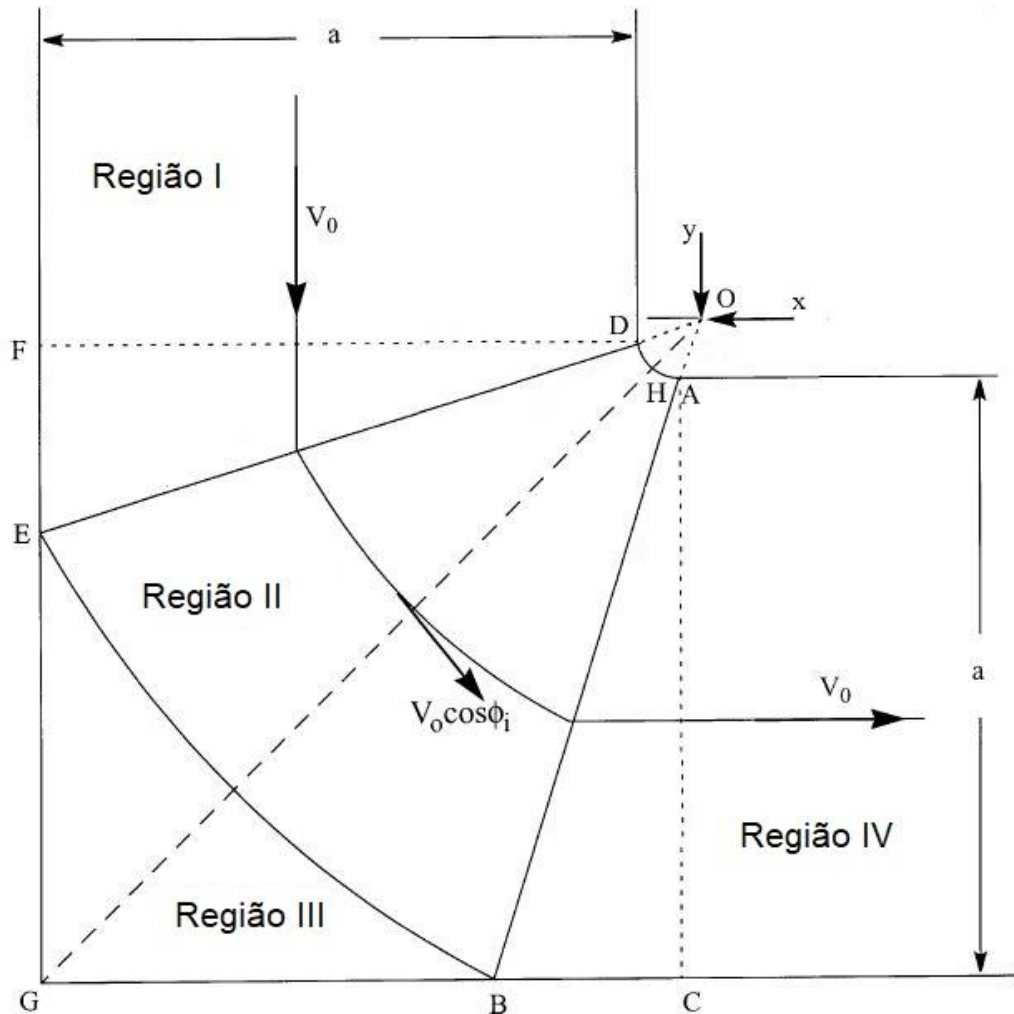
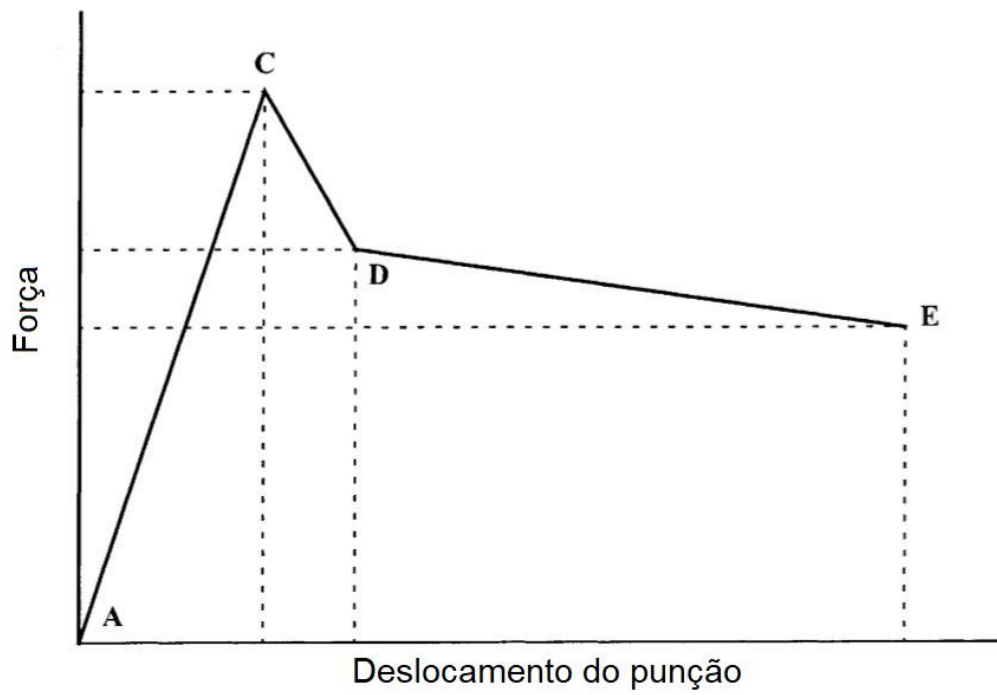


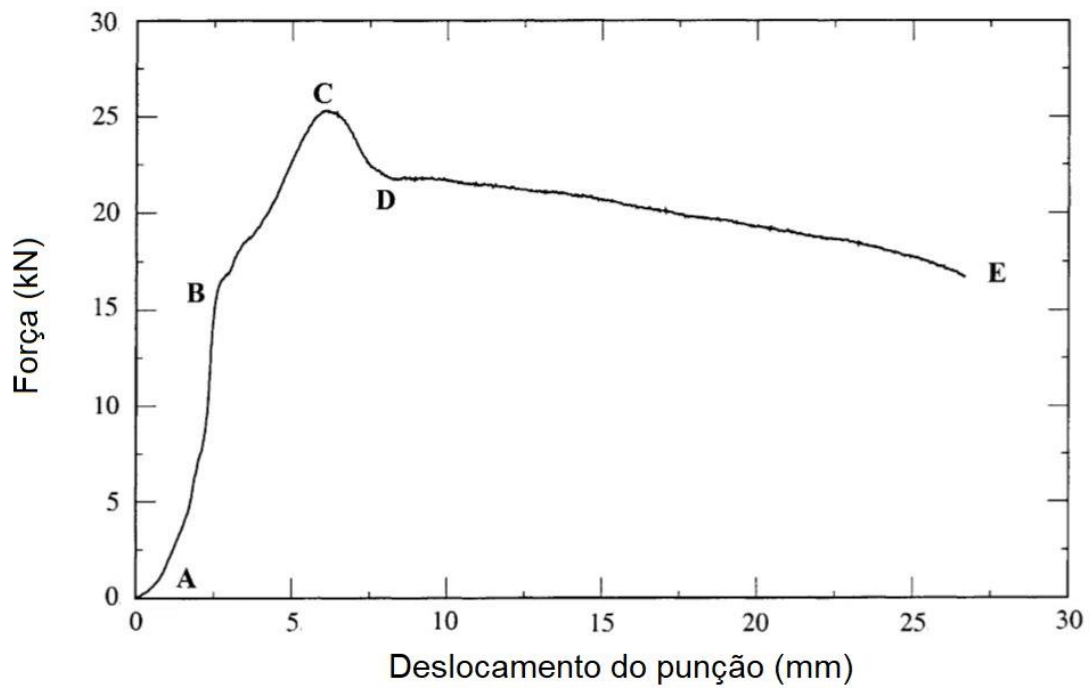
Figura 10 – Regiões de deformação em um processamento ECEA. Adaptado de (ALTAN; PURCEK; MISKIOGLU, 2005).

Uma curva força-deslocamento idealizada de um passe, determinada pelo método do limite superior, é representada na Figura 11a. Em um estágio inicial AC, é apresentado um comportamento similar a um forjamento, no qual a carga aumenta até uma carga máxima. Quando atingida essa carga máxima, a carga é reduzida à medida que ocorre o escoamento do tarugo (ALTAN; PURCEK; MISKIOGLU, 2005). Tal comportamento pode ser observado em diversas ligas de alumínio, a Figura 11b apresenta a curva força-deslocamento de um tarugo, com uma seção transversal de

6,4 mm × 6,4 mm e comprimento de 32 mm, da liga Al-Zn processado pela técnica ECEA (ALTAN; PURCEK; MISKIOGLU, 2005).



(a)





(b)

Figura 11 – (a) Curva força-deslocamento idealizada (b) Curva força-deslocamento de uma liga Al-Zn. Adaptado de (ALTAN; PURCEK; MISKIOGLU, 2005).

Os principais parâmetros da ECAE que afetam a pressão de extrusão podem ser classificados na seguinte ordem de importância: (1) fator de atrito, (2) ângulo dos canais de matriz de interseção, (3) raio do filete externo, (4) filete interno raio e (5) a velocidade do êmbolo. Além disso, para a deformação plástica efetiva, a ordem de significância para os parâmetros afetados é: (1) ângulo dos canais de matriz de interseção, (2) raio do filete interno e (3) raio do filete externo (MEDEIROS et al., 2010).

## 4 METODOLOGIA

### 4.1 Introdução

Primeiramente, o comportamento mecânico macroscópico do material na condição de recozimento foi descrito experimentalmente e foram determinados parâmetros materiais para alimentar os modelos implantados, para tal, amostras da liga Al 7075 foram usinadas, tratadas termicamente e ensaios de tração uniaxial foram realizados.

Conforme o fluxograma apresentado na Figura 9, a partir dos parâmetros materiais  $b$ ,  $\alpha$ ,  $M$ ,  $m$ ,  $E$ ,  $\nu$  encontrados na literatura, parâmetros  $\sigma_0$ ,  $\varepsilon_0$ ,  $k_1$  e  $k_2$  determinados experimentalmente pelos ensaios de tração, taxa de deformação  $\dot{\varepsilon}$  e uma densidade de discordância inicial  $\rho$  foram realizadas simulações com um único elemento finito submetido a um deslocamento uniaxial com diferentes conjuntos de parâmetros para determinar o melhor conjunto de parâmetros pelo cálculo do erro quadrático médio em relação às curvas experimentais dos ensaios de tração uniaxial, ou seja, o conjunto de parâmetros implementado na simulação que apresentar o menor erro médio quadrático é o mais adequado para descrever o comportamento do material. Uma vez determinado o melhor conjunto de parâmetros, foram realizadas simulações do ensaio de tração e do processamento ECEA para previsão de carga, deformação plástica e densidade de discordâncias. As simulações do ensaio de tração e processamento ECEA foram ainda comparadas com resultados experimentais de carga.

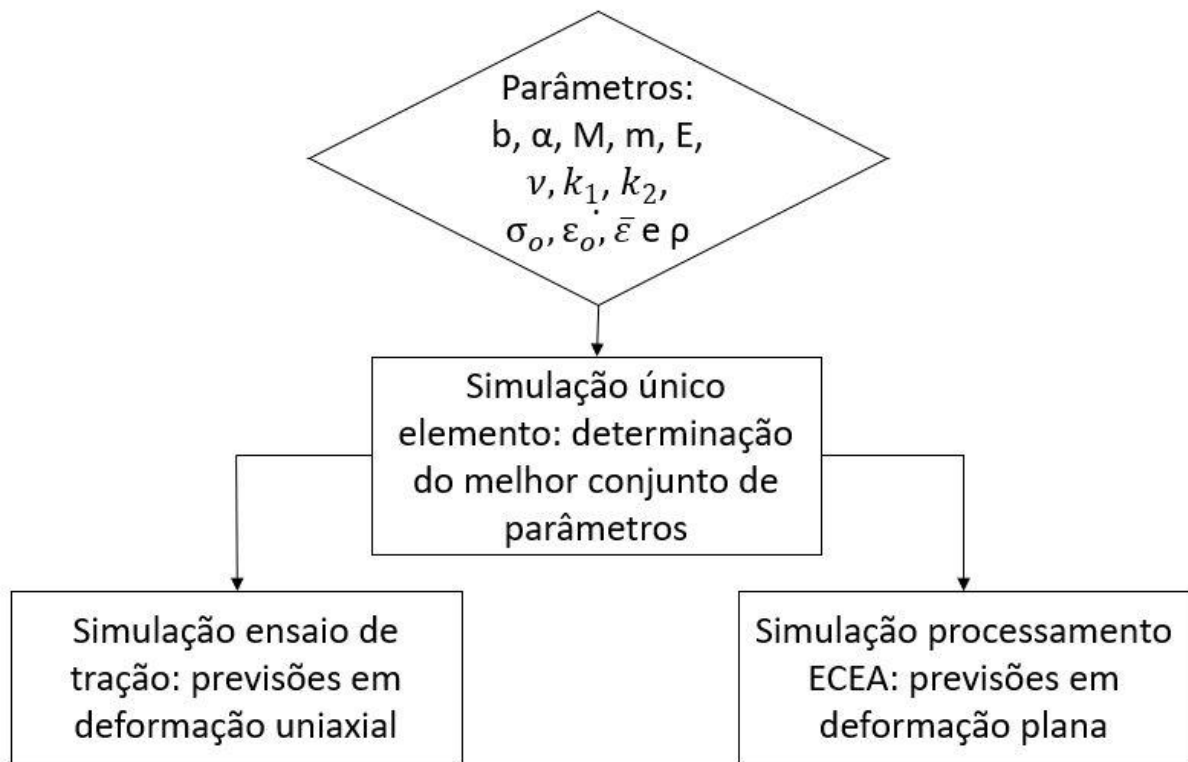


Figura 12 - Fluxograma das simulações implementadas.

## 4.2 Procedimentos Experimentais

### 4.2.1 Material

O material utilizado neste estudo foi a liga Al 7075-T651 adquirida junto à empresa ARTISA METAIS LTDA na forma de placas com espessura nominal de 20 mm e seção quadrada de 1000 mm de aresta. Visando a confirmação desta composição química, foram realizados testes de espectroscopia de emissão ótica no Centro de Tecnologia SENAI Solda Maracanã em um espectrômetro Oxford Instruments modelo Foundry Master Pro, por intermédio da Dra. Monica Costa Rezende. A Tabela 2 apresenta a composição química do material fornecida pelo fabricante e a composição química obtida pelos testes de espectroscopia de emissão ótica realizados no Centro de Tecnologia SENAI Solda Maracanã.

Tabela 2 - Composição química da liga Al 7075

Composição-ARTISA METAIS LTDA		Composição-SENAI Solda Maracanã	
Elemento	Porcentagem em peso (%)	Elemento	Porcentagem em peso (%)
Si	0,08	Si	0,12
Fe	0,24	Fe	0,209
Cu	1,5	Cu	1,41
Mn	0,01	Mn	0,0473
Mg	2,5	Mg	2,29
Cr	0,2	Cr	0,203
Zn	5,6	Zn	5,52
Ti	0,01	Ti	0,0208
Al	89,86	Al	90,1

#### 4.2.2 Tratamentos térmicos

A liga Al7075 conforme recebida é classificada como T651, com limite de escoamento de aproximadamente 470 MPa. Tratamentos de recozimento completo foram realizados com o objetivo de preparar a liga Al7075-T651 a tornando Al7075-O, condição mais favorável para processamento de conformação plástica.

Os tratamentos térmicos foram realizados no forno Brasimet de resistências revestidas K250R com o auxílio de um termopar do tipo K fixado a um corpo de prova no centro do conjunto de amostras e acoplado ao equipamento de aquisição de sinais HBM-Spider8 de 600 Hz para aferir a temperatura das amostras dentro do forno, como mostra a Figura 13.



Figura 13 - Esquema de captação de dados durante tratamentos térmicos

Seguindo as recomendações da ASM International (ASM INTERNATIONAL, 1991b), o experimento iniciou em um encharque por 2 horas a 430°C, seguido de resfriamento lento, dentro do forno com as resistências desligadas, até 230°C. Após atingir a temperatura de 230 °C, a amostra permaneceu no forno a esta temperatura por mais 5 horas e mais uma vez foi submetida a um resfriamento lento dentro do forno até a temperatura ambiente, como mostra o gráfico da Figura 14.

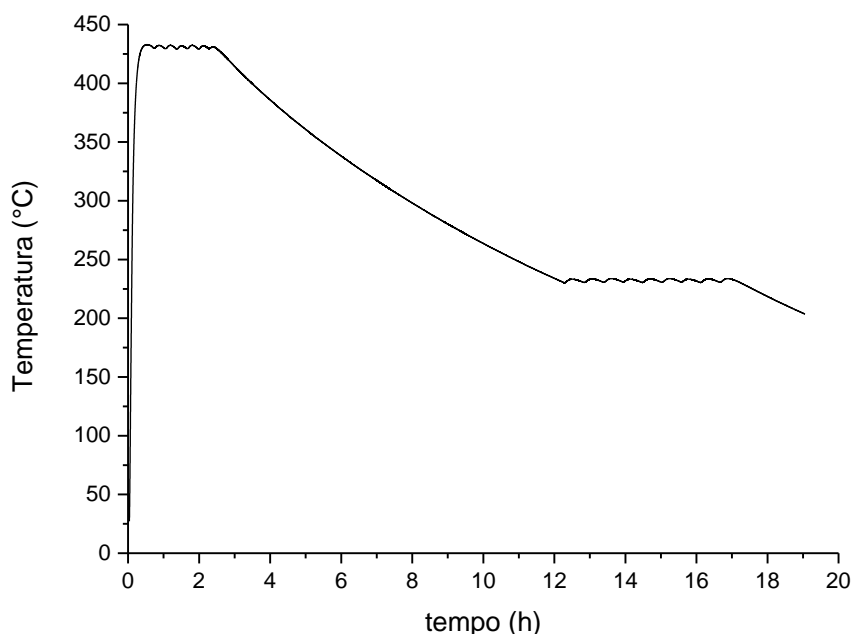


Figura 14 - Recozimento completo para a liga Al 7075

Após tratadas termicamente, as amostras foram submetidas a ensaios de dureza Vickers. Os ensaios de dureza foram realizados a fim de se avaliar a resistência mecânica de dureza do material na condição recozida. Para tanto, utilizou-se um durômetro marca Heckert instalado no Laboratório de Ensaio Mecânicos na EEIMVR/UFF. As impressões Vickers foram realizadas com carga de 5 Kgf e tempo de indentação de 20 s. Os resultados de dureza foram obtidos por 12 indentações em diferentes corpos de prova e foi constatado  $62 \pm 2\text{HV}$ , valor de dureza típico da liga AL7075 após recozimento completo (ASM INTERNATIONAL, 1991a).

#### 4.2.1 Ensaio de tração uniaxial

Com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas básicas da liga Al7075-O, ensaios de tração uniaxial foram conduzidos com procedimentos experimentais de acordo com especificações normalizadas (ASTM E8 / E8M-16A, 2016), realizados a temperatura ambiente. Para tanto, utilizou-se uma máquina universal de ensaios mecânicos da marca EMIC e modelo 23-20 instalada no Laboratório de Mecânica Aplicada na EEIMVR/UFF. A máquina de ensaios, com capacidade de carga de 20kN, e teve dados obtidos por meio de um extensômetro de 50 mm de comprimento. O equipamento deslocou com velocidade nominal de 1mm/min, taxa de deformação nominal de aproximadamente  $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , até a estrição do material. Foram realizados três ensaios em amostras denominadas A1, A2 e A3. As amostras foram usinadas em formas de barra de perfil retangular sólido, de acordo com especificações normalizadas (ASTM E8 / E8M-16A, 2016), com dimensões, em milímetros, apresentadas na Figura 15.

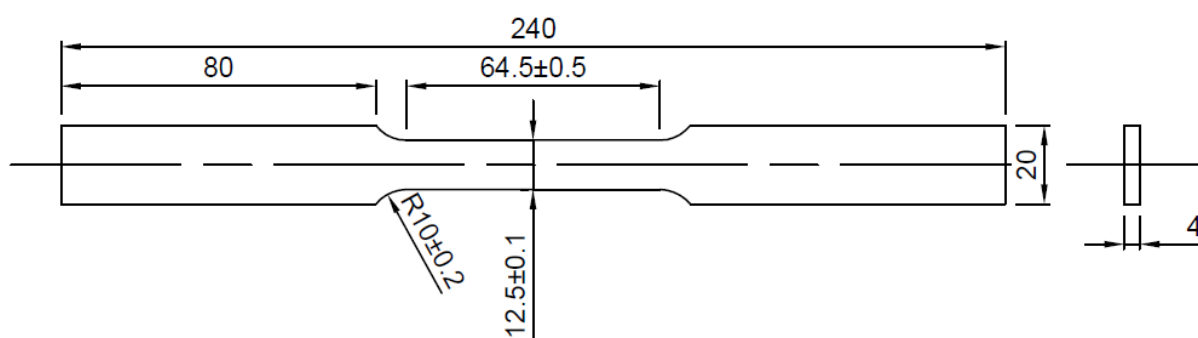


Figura 15 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração uniaxial.

#### 4.2.1 Processamento via a técnica ECEA

A fim de se realizar as simulações do processamento da liga Al 7075 na condição recozido pela técnica ECEA e posteriormente realizar uma comparação entre carga obtida por meios numéricos e experimentais, foram utilizados como base os resultados experimentais de carga obtidos por (SILVA, 2017). O processamento experimental utilizado como base de comparação foi realizado a temperatura ambiente na liga Al7075 em estado recozido com velocidade nominal do punção de 0,5 mm/min ( $8,333 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$ ). A matriz utilizada nos ensaios de extrusão é fabricada

a partir de um aço ferramenta H13 e tem canais internos de seção quadrada com 10 mm de aresta. Os canais se interceptam a um ângulo  $\Phi$  de 90° e não há raios de adoçamento. Foi utilizado o resultado de uma amostra (tarugo) maciça com seção transversal quadrada de aproximadamente 9,8 mm de aresta e 40 mm de altura.

### 4.3 Equações Constitutivas

#### 4.3.1 Modelo geral de descrição elasto-viscoplástica

O modelo aplicado fornece para cada incremento de tempo, as componentes do tensor de deformações incremental,  $\Delta\varepsilon_{ij}$ , as componentes do tensor de Cauchy,  $\sigma_{ij}$ , e as demais variáveis de estado para um material elastoviscoplástico. Por meio das equações constitutivas o comportamento do material é descrito, de modo que, assume-se a hipótese de elasticidade linear isotrópica e também um escoamento viscoplástico com encruamento isotrópico em um material não poroso. As componentes do tensor incremental de deformações total são dadas pela soma dos tensores de deformação incremental elástica e viscoplástica.

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \Delta\varepsilon_{ij}^e + \Delta\varepsilon_{ij}^{VP} \quad (4.1)$$

O comportamento elástico descrito pela lei de Hooke e define as relações entre o tensor incremental de deformações e do tensor incremental de tensões.

$$\Delta\sigma_{ij} = C_{ijkl}\Delta\varepsilon_{kl}^e \quad (4.2)$$

$$\Delta\varepsilon_{ij}^e = S_{ijkl} \Delta\sigma_{kl} \quad (4.3)$$

Onde  $C_{ijkl}$  e  $S_{ijkl}$  representam o tensor de rigidez elástica e o tensor de submissão elástica, respectivamente.

$$C_{ijkl} = \left( \frac{E\nu}{(1-\nu)(1-2\nu)} \right) (\delta_{ij}\delta_{kl}) + G(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk}) \quad (4.4)$$

$$S_{ijkl} = -\frac{\nu}{E} \delta_{ij} \delta_{kl} + \frac{1}{4G} (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \quad (4.5)$$

O comportamento plástico é definido em função do incremento de deformação plástica efetiva,  $\Delta \bar{\epsilon}$ , e a função de encruamento,  $f(\sigma_{ij})$ .

$$\Delta \epsilon_{ij}^{VP} = \Delta \bar{\epsilon} \frac{\partial f(\sigma_{ij})}{\partial \sigma_{ij}} \quad (4.6)$$

A função de escoamento  $f(\sigma_{ij})$  é definida pelo critério de escoamento representado pela função  $F(\sigma_{ij})$ , e a medida escalar de tensão efetiva  $\bar{\sigma}(\zeta, \dot{\bar{\epsilon}}, T)$ , como representado na Equação (3.39). Pelo critério de von Mises,  $F(\sigma_{ij})$  é definido em função do segundo invariante da parte desviatória do tensor de Cauchy (ASARO; LUBARDA, 2006).

$$F(\sigma_{ij}) = \sqrt{3J_2} \quad (4.7)$$

Portanto, na forma expandida tem-se:

$$F(\sigma_{ij}) = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2)]} \quad (4.8)$$

Ainda, em função das tensões principais:

$$F(\sigma_{ij}) = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (4.9)$$

A descrição completa do comportamento mecânico do material depende ainda da evolução da tensão efetiva que é dada em função da evolução do encruamento, bem como da evolução da deformação efetiva do material.



### 4.3.2 Modelo de encruamento

É adotado o modelo geral de Kocks-Mecking (KOCKS, 1976; MECKING; KOCKS, 1981), doravante K-M, que considera como base da estruturação do modelo um único parâmetro microestrutural, a densidade de discordâncias. O modelo adotado, além da descrição do encruamento, fornece a previsão da evolução da densidade de discordâncias.

Por definição do Modelo K-M, a taxa de densidade de discordâncias é descrita pela Equação (3.56). Pela qual, a densidade de discordâncias pode ser atualizada de um tempo  $t$  para um tempo  $t+\Delta t$  pela adição do incremento de densidade de discordâncias,  $\Delta\rho$ .

$$\Delta\rho = M[k_1\sqrt{\rho} - k_2\rho] \Delta\bar{\epsilon} \quad (4.10)$$

$$\rho^{t+\Delta t} = \rho^t + \Delta\rho \quad (4.11)$$

A tensão é dada pela Equação (3.73), pela relação de Palm-Voce obtida empiricamente no modelo K-M (MECKING; KOCKS, 1981). Os parâmetros  $\epsilon_r$ ,  $\bar{\sigma}_s$ ,  $\hat{\sigma}_s$  são calculados pelas Equações (3.72), (3.46) e (3.60), respectivamente.

A taxa de encruamento é calculada pela Equação (3.69), e seu parâmetro  $\theta_0$  pela Equação (3.64).

## 4.4 Modelo de Elementos Finitos

Nesta seção são descritos os modelos utilizados no presente trabalho aplicados para a simulação do ensaio de tração uniaxial, modelo tridimensional, e a simulação do processamento por ECEA, modelo bidimensional. Bem como, é descrita a simulação de um único elemento deformado por um deslocamento uniaxial, utilizada para determinar o conjunto de parâmetros que melhor se adequa ao comportamento do material. Para tal, foi utilizado o programa comercial de elementos finitos ABAQUS/Standard em conjunto com a sub-rotina UserMaterial UMAT com método de integração implícito, como descrito no trabalho de Garcez (GARCEZ, 2009). Nesta sub-rotina o modelo de K-M foi implementado em linguagem Fortran 77 com bases na teoria de pequenas deformações. A Tabela 3 apresenta constantes materiais adotadas da literatura.

Tabela 3 – Parâmetros utilizados nas simulações numéricas.

Parâmetros	Valores	
b	$2,86 \times 10^{-7}$ mm	(LEFEBVRE et al., 2014)
$\alpha$	0,33	(DALLA TORRE et al., 2004)
M	3,06	(KOCKS, 1976)
m	500	(ESTRIN; MECKING, 1984)
$\nu$	0,33	(ASM INTERNATIONAL, 1991a)
E	72 GPa	(ASM INTERNATIONAL, 1991a)
$\rho$	$5,0 \times 10^7$ mm <sup>-2</sup>	(PESIN; KORCHUNOV; PUSTOVOYTOV, 2016)

#### 4.4.1 Modelo numérico simplificado aplicado à tração uniaxial

Para determinar o melhor conjunto de parâmetros a serem simulados, adotou-se primeiro a solução de um elemento sólido submetido a um deslocamento uniaxial. O elemento do tipo C3D8, é quadrado com aresta de 10 mm. A Figura 16 apresenta o elemento e as condições de contorno impostas, das quais, é determinada uma condição de contorno de deslocamento no eixo X de 1,5 mm, impondo assim uma deformação de 0,15. A simulação é definida como estática com incremento médio de tempo de 0,0001, tamanho de incremento máximo de 0,001 e tamanho de incremento mínimo de 1e-06. Nesta etapa são analisadas, para cada conjunto de parâmetros simulados, tensão e deformação impostas no elemento, e então as curvas tensão-deformação simuladas são comparadas às curvas experimentais para determinar o conjunto de parâmetros que melhor descreve o comportamento do material.

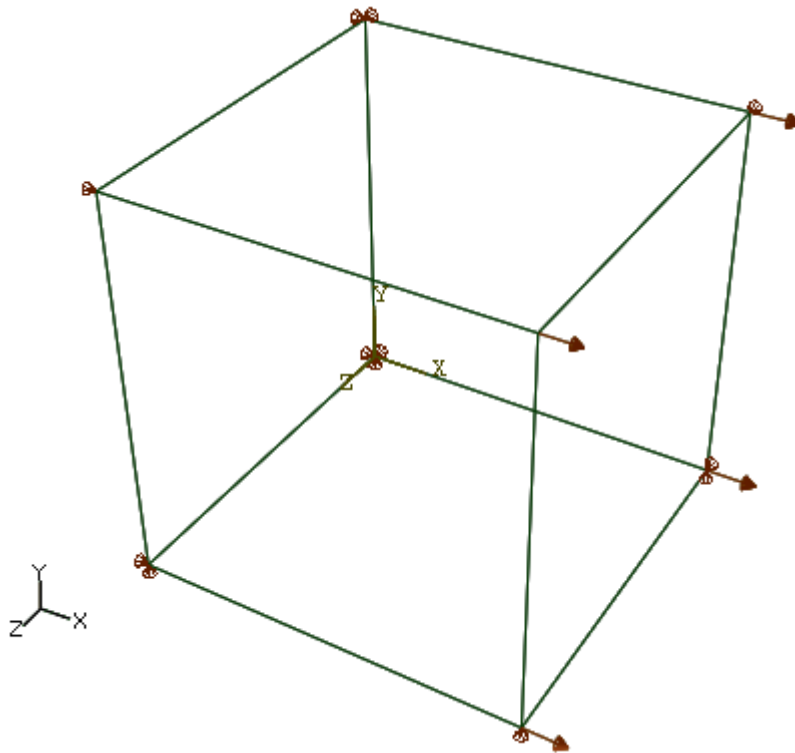


Figura 16 – Condições de contorno empregadas no elemento.

#### 4.4.2 Modelo do ensaio de tração

Para simular o ensaio de tração foi definido um corpo sólido tridimensional, e por conta da simetria do corpo de prova de tração, foi definido um oitavo da dimensão real da amostra, como mostra a Figura 17, adotando dimensões do corpo de prova apresentadas na Figura 15. É definida uma malha na seção do corpo de prova sólida de tal forma que fique mais refinada na região próxima ao centro do corpo de prova, com 14240 elementos do tipo C3D8R.

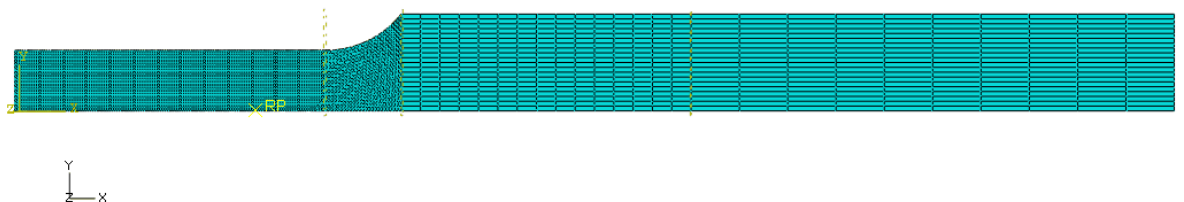


Figura 17 - Modelo de elementos finitos do ensaio de tração uniaxial.

O corpo de prova é deformado por uma condição de contorno imposta do tipo velocidade com a velocidade nominal de 1 mm/min (0,0166667 mm/s), é aplicada uma

amplitude tabular de tal forma que a velocidade atinja sua total amplitude em 0,1 s, como ilustrado na Figura 18. A simulação é definida como estática com incremento médio de tempo de 0,0042 s, tamanho de incremento máximo de 0,42 s e tamanho de incremento mínimo de 4,2e-06 s, em um tempo total de simulação de 300 s.

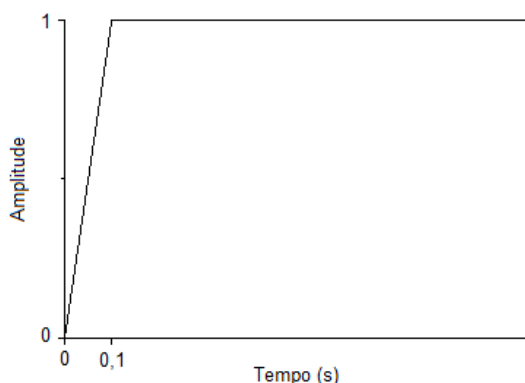


Figura 18 – Curva de amplitude tabular utilizada para a velocidade nas simulações do ensaio de tração uniaxial.

#### 4.4.3 Modelo do processamento ECEA

Para simular o processamento ECEA, foram definidas duas partes para a Matriz, uma parte para o punção e uma parte para o tarugo, como mostra a Figura 19. As partes da matriz e punção foram considerados como rígidos e descrito por meio de superfícies analíticas com elementos da malha do tipo R2D2. O tarugo foi discretizado por 3000 elementos do tipo CPE4R, aproximados à deformação plana com integração reduzida. As dimensões da matriz e tarugo são apresentadas nas Tabelas 4 e 5, respectivamente. O comportamento do atrito entre as partes da matriz e o tarugo foi descrito por meio da lei de Coulomb generalizada, assumindo-se os valores de 0,08, 0,10 e 0,12 para o coeficiente de atrito estático,  $\mu$ .

Tabela 4 - Dimensões da matriz

Ângulo de interseção dos canais $\Phi$	Ângulo de adoçamento $\psi$	Área da seção quadrada
90°	0°	10x10 mm <sup>2</sup>

Tabela 5 – Dimensões do tarugo

Área da seção quadrada	Altura
10x10 mm <sup>2</sup>	40 mm

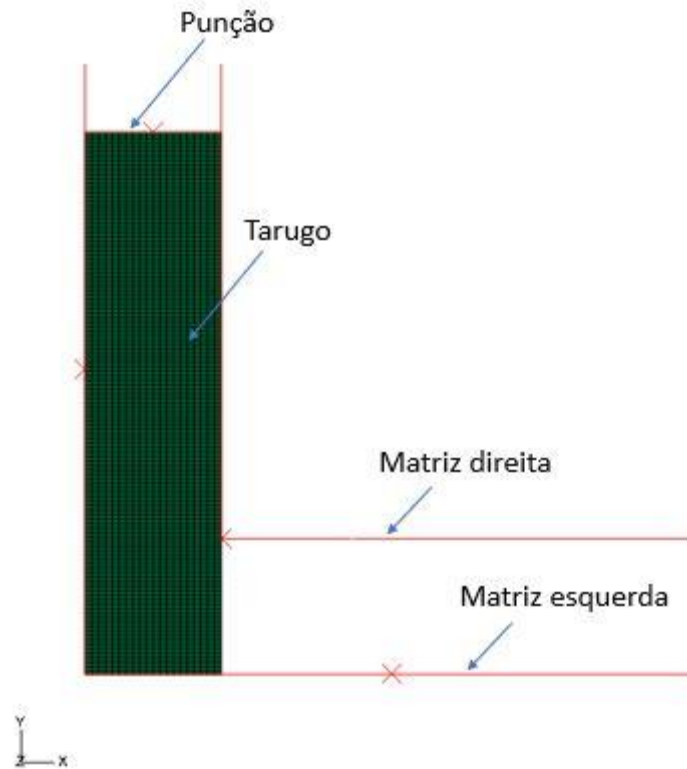


Figura 19 – Modelo de elementos finitos do processamento ECEA.

O punção realiza um deslocamento de 30 mm, prescrito por meio de uma curva de velocidade que assegura a condição de um processo de deformação. A curva de velocidade foi definida com uma velocidade nominal de  $-8,3333 \times 10^{-3}$ , na qual foi aplicada uma amplitude para que o processamento inicie de forma suavizada. A amplitude é definida com uma suavização por:

$$a = A_0 + (A_1 - A_0)\xi^3(10 - 15\xi + 6\xi^2) \quad (4.12)$$

Onde,

$$\xi = \frac{t - t_0}{t_1 - t_0} \quad (4.13)$$

Conforme apresentado na Figura 20, o processamento inicia de forma suavizada a partir de um período de tempo  $t = 0$  s até  $t = 558$  s, para a amplitude variando de  $A_0 = 0$  até  $A_1 = 1$ , a partir deste ponto a amplitude é constante,  $a = 1$ , até o fim da simulação.

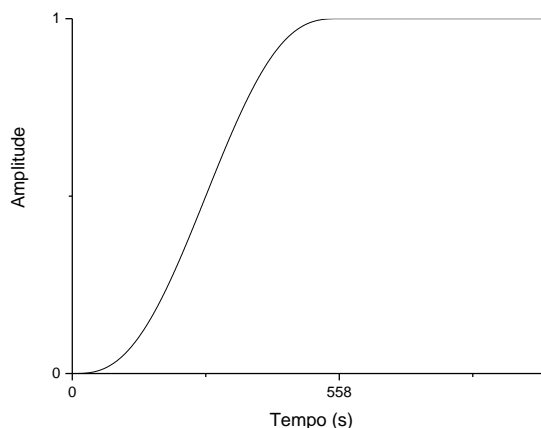


Figura 20 – Curva de amplitude suavizada utilizada para a velocidade nas simulações do ensaio de tração uniaxial.

Como a amplitude é aplicada para uma condição de contorno de velocidade, é possível calcular o espaço deslocado pelo punção através da forma integral da Equação (4.12). Na região onde a amplitude é constante, o tempo necessário para a punção deslocar 30 mm pode ser calculado para o caso do movimento uniforme. Resultando um deslocamento de 2,325 mm na região suavizada e um deslocamento de 27,675 mm na região onde a amplitude é constante, e conseqüentemente, um tempo total de simulação de 3879s.

A simulação foi definida como estática com incremento de tempo médio de 0,0001, tamanho de incremento máximo de 2,5 e tamanho de incremento mínimo de  $1,0e-06$ .

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Comportamento experimental

Através dos três ensaios de tração uniaxial realizados obtiveram-se as principais propriedades mecânicas, apresentadas na Tabela 6, e o comportamento mecânico do material em estado recozido deformado a temperatura ambiente. A Figura 21 apresenta o comportamento mecânico do material mediante as curvas tensão-deformação verdadeiras, nas quais observa-se que o material em estado recozido deformado a temperatura ambiente apresenta o fenômeno referido como efeito Portevin-Le Chatelier (PLC), que é identificado pelo comportamento serrilhado da curva tensão-deformação.

Tabela 6 – Propriedades mecânicas obtidas pelos ensaios.

Amostra	$\sigma_{0,2\%}$ (MPa)	LR (MPa)	$\epsilon_u$ (%)	E (GPa)
A1	108,6	210	6,03	66
A2	103,5	206	9,35	73
A3	103	215	12,05	66
Média	105,033	210,330	9,143	68,333
Desvio Padrão	3,099	4,509	3,015	4,041

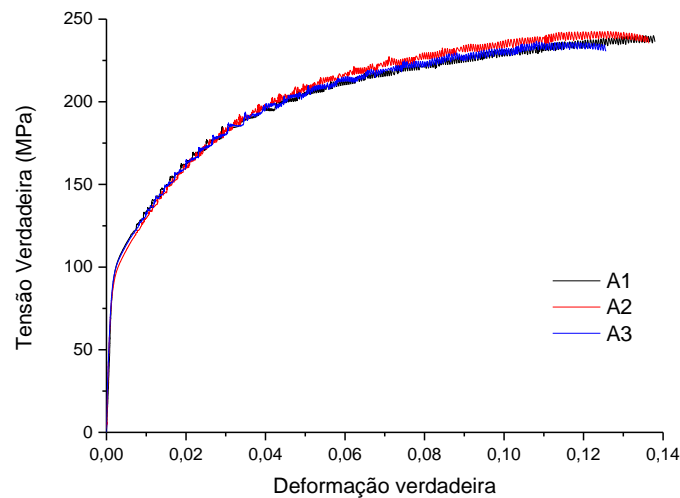


Figura 21 – Curvas tensão-deformação verdadeira experimentais da liga Al7075-O.

Levando-se em consideração que existem outros ensaios mais precisos para determinar-se o módulo de elasticidade longitudinal, adotou-se o valor de E como 72 GPa (ASM INTERNATIONAL, 1991a). A parte plástica de cada uma das curvas tensão-deformação verdadeiras foi extraída para que sejam realizados ajustes pelas equações de Ludwick, Hollomon, Swift e Palm-Voce. Comparando os coeficientes de determinação dos ajustes, valores apresentados na Tabela 7, constata-se que os ajustes pela equação de Palm-Voce apresentam menores valores de  $R^2$ , portanto uma melhor aproximação às curvas experimentais.

Tabela 7 – Valores de  $R^2$  dos ajustes por Ludwick, Hollomon, Swift e Palm-Voce.

		Amostra		
		A1	A2	A3
LUDWICK	$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n$	0,95225	0,9598	0,95367
HOLLOMON	$\sigma = K\varepsilon^n$	0,9783	0,97481	0,97917
SWIFT	$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$	0,98918	0,98861	0,98616
PALM-VOCE	$\sigma = \bar{\sigma}_s + (\sigma_0 - \bar{\sigma}_s) \exp\left[\frac{\varepsilon_0 - \bar{\varepsilon}^p}{\varepsilon_r}\right]$	0,99655	0,99884	0,99789

As curvas tensão-deformação verdadeiras foram derivadas numericamente computando a média da inclinação dos dois pontos vizinhos usando um filtro de diferenciação de Savitzky-Golay. Analiticamente, a equação de Palm-Voce,



apresentada na Equação (3.73), foi derivada e foram gerados valores de taxa de encruamento em função de valores de deformação verdadeira.

$$\frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \varepsilon} = \frac{(\bar{\sigma}_s - \sigma_0)}{\varepsilon_r} \exp\left(-\frac{\varepsilon^p - \varepsilon_0}{\varepsilon_r}\right) \quad (5.1)$$

A derivada numérica de cada uma das curvas tensão-deformação verdadeiras foi definida como:

$$f'(x) = \lim_{h \rightarrow 0} \frac{f(x+h) - f(x)}{h} \quad (5.2)$$

Enquanto h é pequeno o suficiente, uma fórmula diferencial para aproximar a derivada é utilizada

$$f'(x_i) \approx \lim_{h \rightarrow 0} \frac{f(x_i+h) - f(x_i-h)}{2h} \quad (5.3)$$

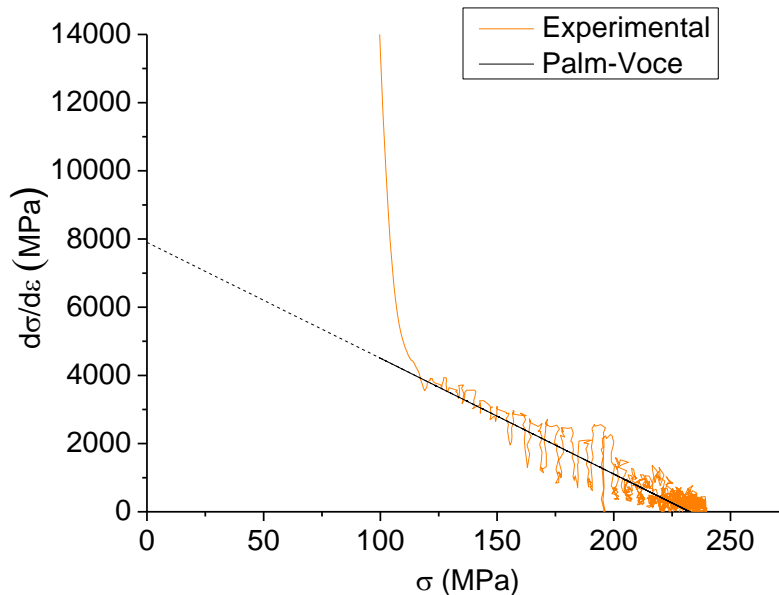


Figura 22 – Taxa de encruamento pelas derivadas numérica e analítica.

Observa-se na Figura 22 que a taxa de encruamento ( $d\sigma/d\varepsilon$ ) descrita pelo ajuste de Palm-Voce é aproximadamente uma reta, e que no Estágio III de encruamento a derivada analítica com base na equação de Palm-Voce se correlaciona bem com valores médios da curva experimental derivada numericamente. A reta do

ajuste Palm-Voce pode ser extrapolada ora para  $\sigma = 0$ , definindo assim o valor de  $\theta_0$ , e ora para  $d\sigma/d\varepsilon = 0$ , fornece o valor de  $\bar{\sigma}_s$ . A Tabela 8 apresenta os valores de  $\theta_0$  e  $\bar{\sigma}_s$  obtidos a partir dos três experimentos realizados.

Tabela 8 – Valores de  $\theta_0$  e obtidos graficamente pelas curvas  $d\sigma/d\varepsilon$ - $\sigma$ .

Amostra	$\theta_0$	$\bar{\sigma}_s$
A1	7901,527	232,5419
A2	8376,119	227,2441
A3	7809,051	239,5817
Média	8028,899	233,1225667
Desvio Padrão	304,2355156	6,189262781

## 5.2 Resultados numéricos

### 5.2.1 Ajuste de parâmetros

A partir dos valores experimentais obtidos nos três ensaios realizados, apresentados na Tabela 9, foram calculadas as constantes  $k_1$  e  $k_2$  e foram determinados sete conjuntos de parâmetros. Simulações numéricas de um único elemento submetido a uma condição de contorno de deslocamento uniaxial foram realizadas para cada um dos sete conjuntos de parâmetros listados na Tabela 9. A Figura 23 apresenta as curvas tensão-deformação das simulações realizadas e as curvas experimentais dos três ensaios realizados, pela qual pode-se observar uma boa correlação entre os comportamentos de simulação e experimental.

Tabela 9 – Conjuntos de parâmetros simulados

Conjunto	Amostra	$k_1$ (mm <sup>-1</sup> )	$k_2$
1	A1	663407,93	22,208453
2	A2	655643,74	21,303610
3	A3	650569,14	21,542346
4	(A1+A2+A3)/3	656540,27	21,6848031
5	(A1+A2)/2	659525,84	21,756032
6	(A1+A3)/2	656988,54	21,875399
7	(A2+A3)/2	653106,44	21,422978

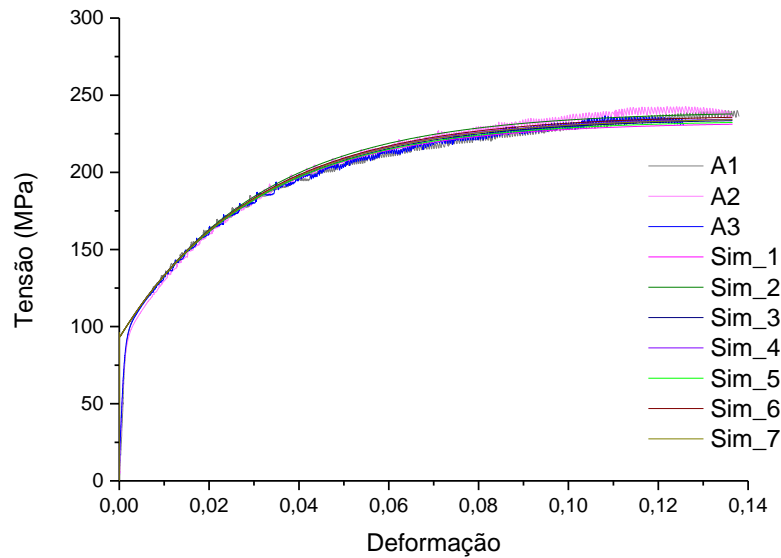


Figura 23 – Curvas tensão-deformação das simulações de diferentes conjuntos de parâmetros e experimentais.

A Tabela 10 apresenta valores de erro quadrático médio para as sete simulações numéricas realizadas calculadas, por meio da Equação (5.4), em relação a cada uma das curvas experimentais, bem como à média das curvas experimentais.

$$RSMD = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (\hat{y}_i - y_i)^2}{n}} \quad (5.4)$$

Onde n representa o número de pontos analisados,  $\hat{y}_i$ , os valores da simulação e  $y_i$ , os valores experimentais. Sendo  $\hat{y}_i$  valores de tensão para 1006 pontos gerados na simulação e  $y_i$  valores de tensão experimentais dados em função de valores de deformação correspondentes aos da simulação.

Tabela 10 – Erro médio quadrático das simulações realizadas em relação às curvas experimentais.

Amostras	Simulação						
	1	2	3	4	5	6	7
A1	3552,02	3545,79	3550,31	3549,04	3551,12	3548,09	3549,49
A2	3556,08	3550,21	3554,45	3553,23	3555,23	3552,33	3553,65
A3	3684,51	3678,57	3682,86	3681,62	3683,64	3680,71	3682,03
Média Experimental	3567,66	3561,63	3565,96	3564,71	3566,80	3563,78	3565,13

Observa-se que, dentre todas as simulações, a simulação 2 apresenta o menor erro calculado em função da curva das amostras A1, A2, A3 e da média das curvas experimentais. Portanto, os valores adotados na simulação 2 são considerados os mais adequados para serem aplicados nas simulações numéricas da liga Al7075 empregando-se o modelo de densidade de discordâncias de Kocks-Mecking.

### 5.2.2 Modelamento numérico para ensaio de tração uniaxial.

A simulação numérica do ensaio de tração foi realizada utilizando o conjunto de parâmetros que melhor se adequou ao comportamento de um único elemento,  $k_1 = 655643,74$  e  $k_2 = 21,303610$ . A partir das simulações numéricas foram gerados dados de deslocamento em função do tempo e força de reação (RF) dos nós do centro do corpo de prova. Foram geradas curvas de força-alongamento que foram utilizadas determinar até quanto é mantido um alongamento uniforme, ou seja, quando é formada a estricção na simulação e o corpo de prova não sobre apenas uma deformação uniaxial.

A Figura 24 apresenta a curva força-alongamento prevista pelo conjunto de parâmetros implementado, e observa-se uma boa aproximação aos resultados experimentais até um valor de alongamento próximo a 5,30 mm.

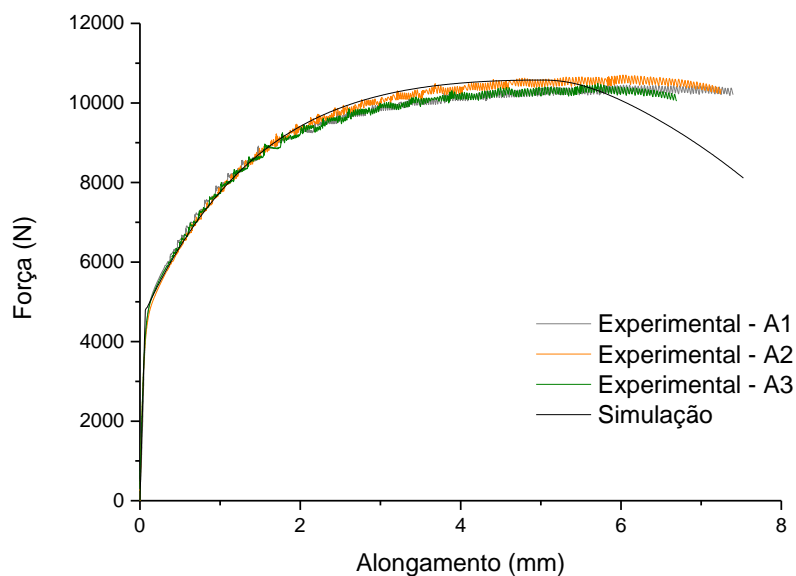


Figura 24 – Previsão de carga e deslocamento da simulação comparada aos resultados experimentais

Observou-se que a partir de 5,30 mm de alongamento da simulação, é formada uma estricção no modelo do corpo de prova e a deformação deixa de ser uniforme. A Figura 25 apresenta a evolução da deformação efetiva até o alongamento de 5,30 mm, calculada pela média dos elementos localizados na região correspondente ao comprimento do extensômetro do ensaio experimental, como o extensômetro tem o comprimento de 50 mm, na simulação compreende aos elementos localizados desde a coordenada X=0 até X=25. Observa-se que o corpo de prova é submetido a uma deformação efetiva de aproximadamente 0,1 para uma deformação considerada uniaxial.

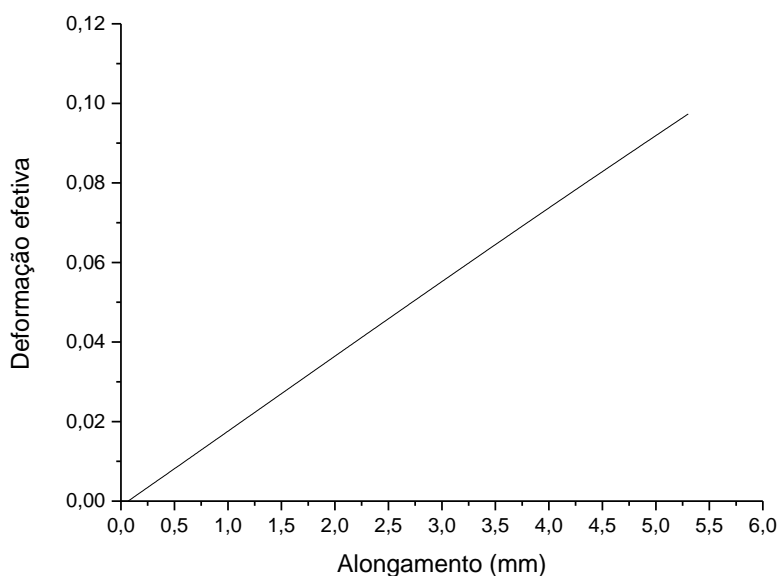


Figura 25 - Evolução da deformação efetiva da média dos elementos da região do extensômetro.

A Figura 26 apresenta a distribuição da deformação efetiva no corpo de prova para um dado instante em que o corpo de prova é submetido a um alongamento uniforme de 5,30 mm.

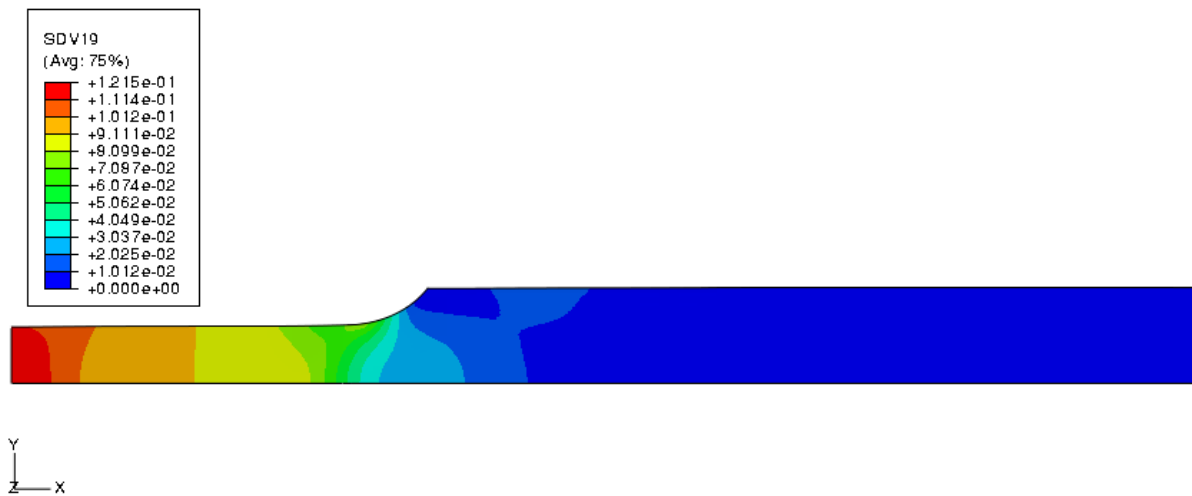


Figura 26 – Distribuição da deformação efetiva no instante de alongamento de 5,30 mm.

Na Figura 27 é apresentada a previsão da evolução da densidade de discordâncias em função do alongamento do corpo de prova. Observa-se que durante a deformação uniforme até uma deformação de aproximadamente 0,1 é alcançada uma densidade de discordâncias média de aproximadamente  $8,500 \times 10^8 \text{ mm}^{-2}$ .

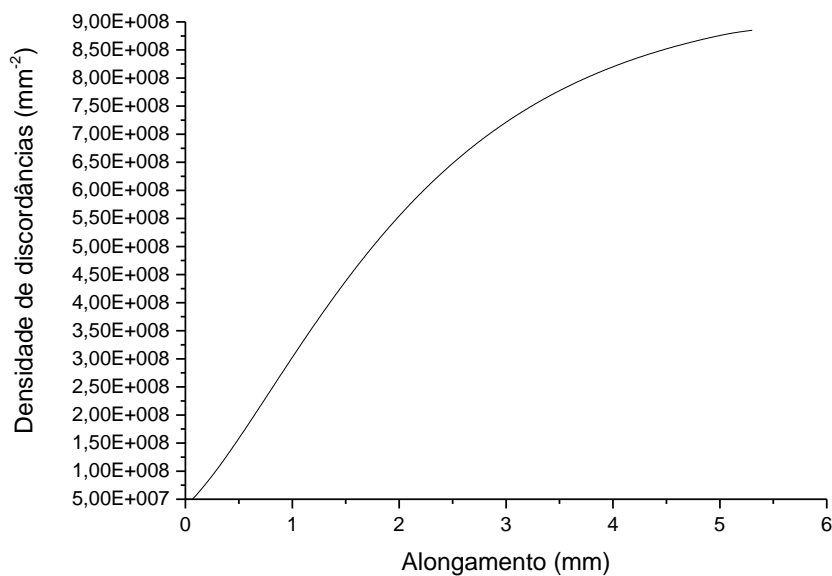


Figura 27 - Evolução da densidade de discordâncias da média dos elementos da região do extensômetro.

A Figura 28 apresenta a distribuição da densidade de discordâncias no corpo de prova e observa-se que na região do extensômetro a densidade de discordâncias é consideravelmente uniforme.

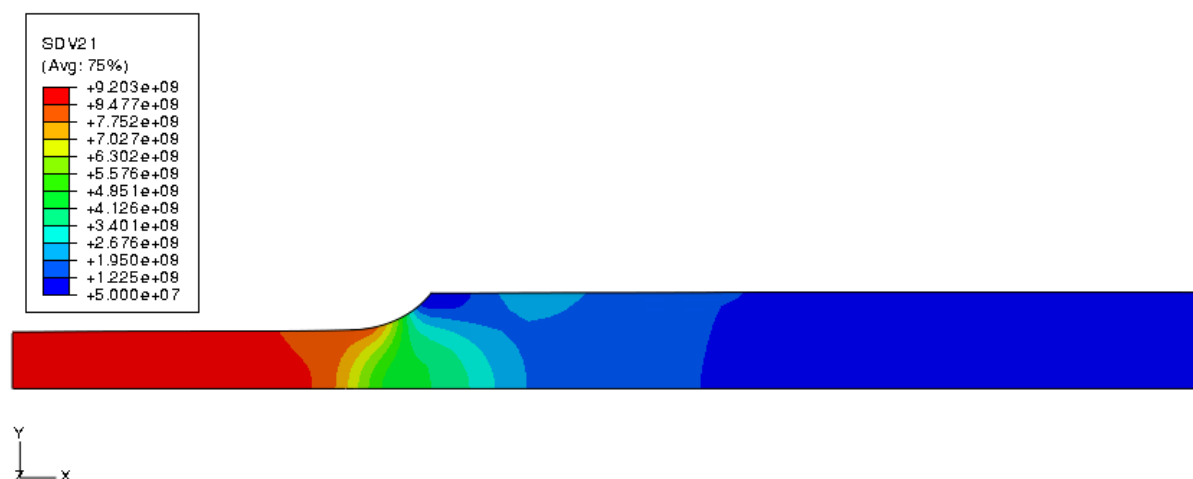


Figura 28 - Distribuição da densidade de discordâncias no instante de alongamento de 5,30 mm.

### 5.2.3 Modelamento numérico para processamento via a técnica ECEA.

Uma vez determinado o melhor conjunto de parâmetros materiais, necessita-se ainda descrever o comportamento do atrito entre as partes da matriz e o tarugo para realizar simulações numéricas do processamento ECEA. Porém o comportamento do atrito entre as partes da matriz e o tarugo não é facilmente quantificado, para tal necessita-se um estudo aprofundado para determinar a real condição de atrito experimental e conseqüentemente realizar as simulações com as mesmas condições experimentais. Para analisar o comportamento do material submetido a deformação plana no processamento ECEA foi descrito, por meio da lei de Coulomb generalizada, o comportamento do atrito utilizando o coeficiente de atrito  $\mu$  para três condições de atrito, aqui denominadas: condição A com  $\mu = 0,08$ , condição B com  $\mu = 0,10$  e condição C com  $\mu = 0,12$ .

### 5.2.3.1 Condição A

A Figura 29 apresenta a previsão de carga calculada por meio da força de reação dos nós em contato com o punção e o deslocamento realizado pelo punção para um coeficiente de atrito,  $\mu$ , de 0,08.

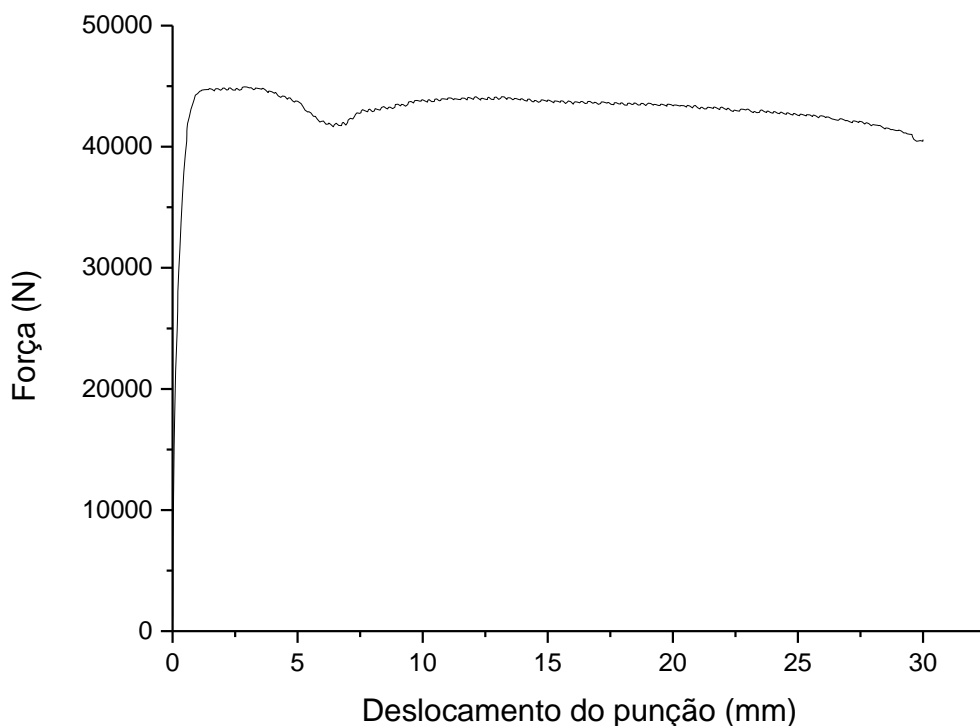


Figura 29 – Previsão de carga do processamento ECEA para condição A.

Observa-se que logo no início do deslocamento do punção a carga apresenta valores de aproximadamente 44,8kN, e a medida que o punção é deslocado a carga diminui até chegar a aproximadamente 40,5kN ao fim do deslocamento do punção.

Na figura 30 é apresentada a distribuição da deformação plástica efetiva do material ao final do deslocamento de 30 mm do punção.



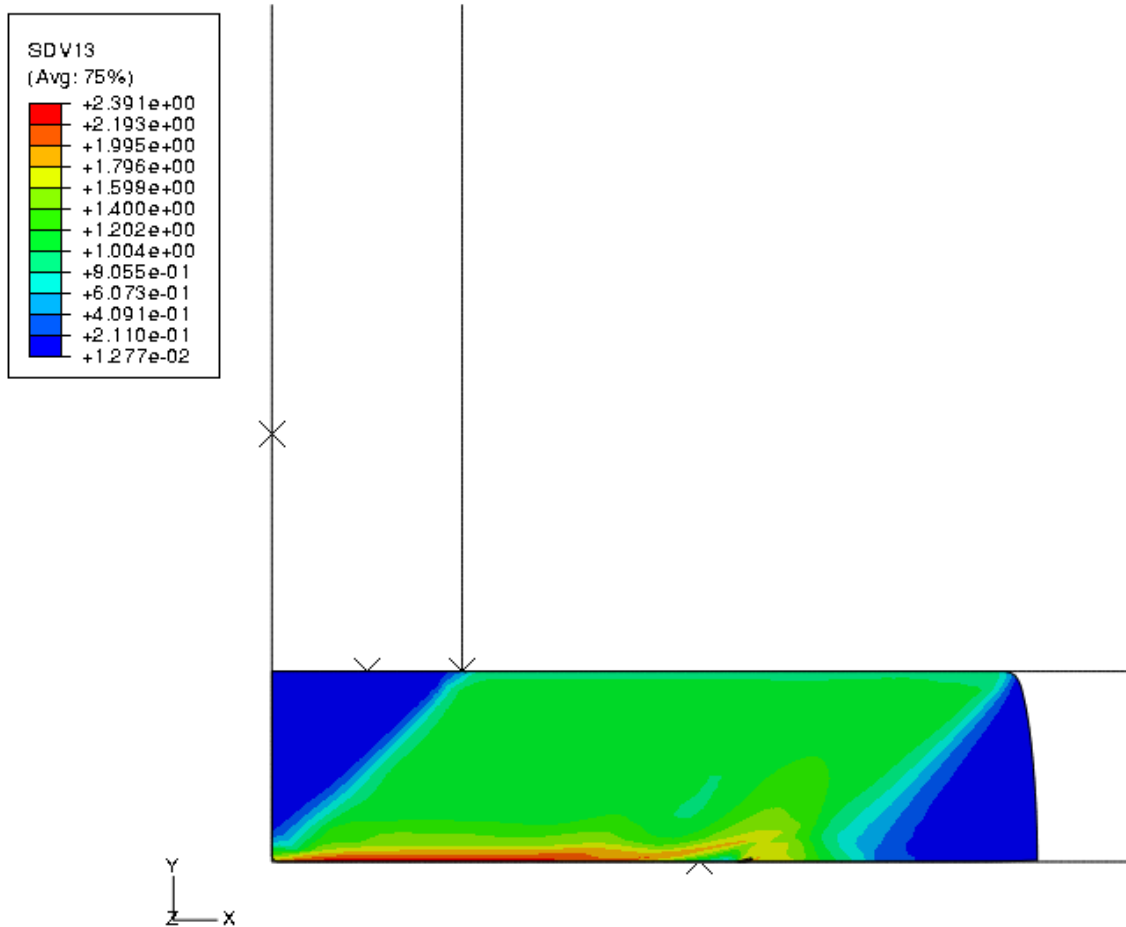


Figura 30 – Distribuição da deformação plástica efetiva após o processamento na condição A.

Observa-se que existe uma região no centro do tarugo deformado que apresenta uma distribuição da deformação plástica efetiva próxima de homogênea, esta região é dita como região de interesse pois nos processos industriais são desejáveis propriedades finais de processamento homogêneas. Observa-se também uma região localizada na parte inferior do tarugo deformado com uma alta deformação efetiva, fenômeno que pode ser assinalado ao contato entre tarugo e matriz. Levando-se em consideração que o centro da amostra deformada é submetido a uma deformação plástica com distribuição da deformação plástica efetiva com bom grau de homogeneidade, foram calculadas as evoluções da deformação efetiva e densidade de discordâncias pela média de 500 elementos localizados no centro do tarugo de 3000 elementos.

A Figura 31 exibe a evolução da deformação plástica efetiva da média dos 500 elementos escolhidos para representar a região de interesse para quantificar o grau de encruamento sofrido pelo material nesta região.

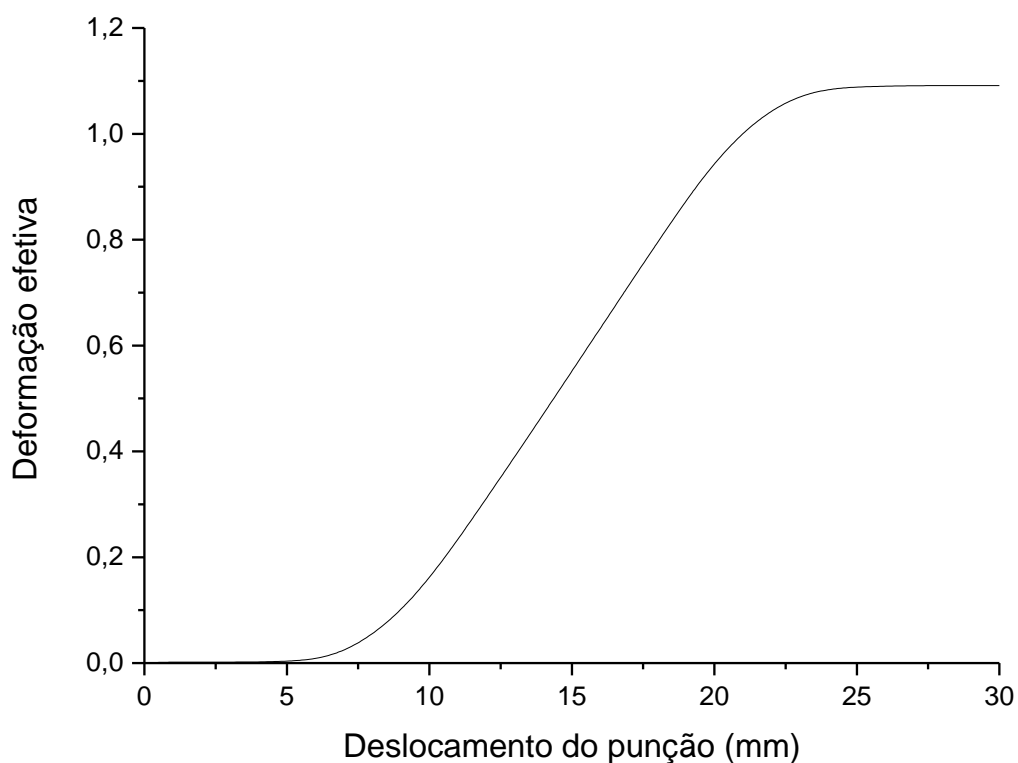


Figura 31 - Evolução da deformação efetiva calculada pela média dos elementos localizados no centro do tarugo para a condição A.

Observa-se pela evolução da deformação efetiva média dos elementos localizados na região de interesse alcança um alto nível de deformação sofrida pelo material, com deformação plástica efetiva de aproximadamente 1,091.

A Figura 32 apresenta a distribuição da densidade de discordâncias após o processamento ECEA, na qual observa-se que é alcançada uma saturação do valor de densidade de discordâncias na maior parte do tarugo deformado.

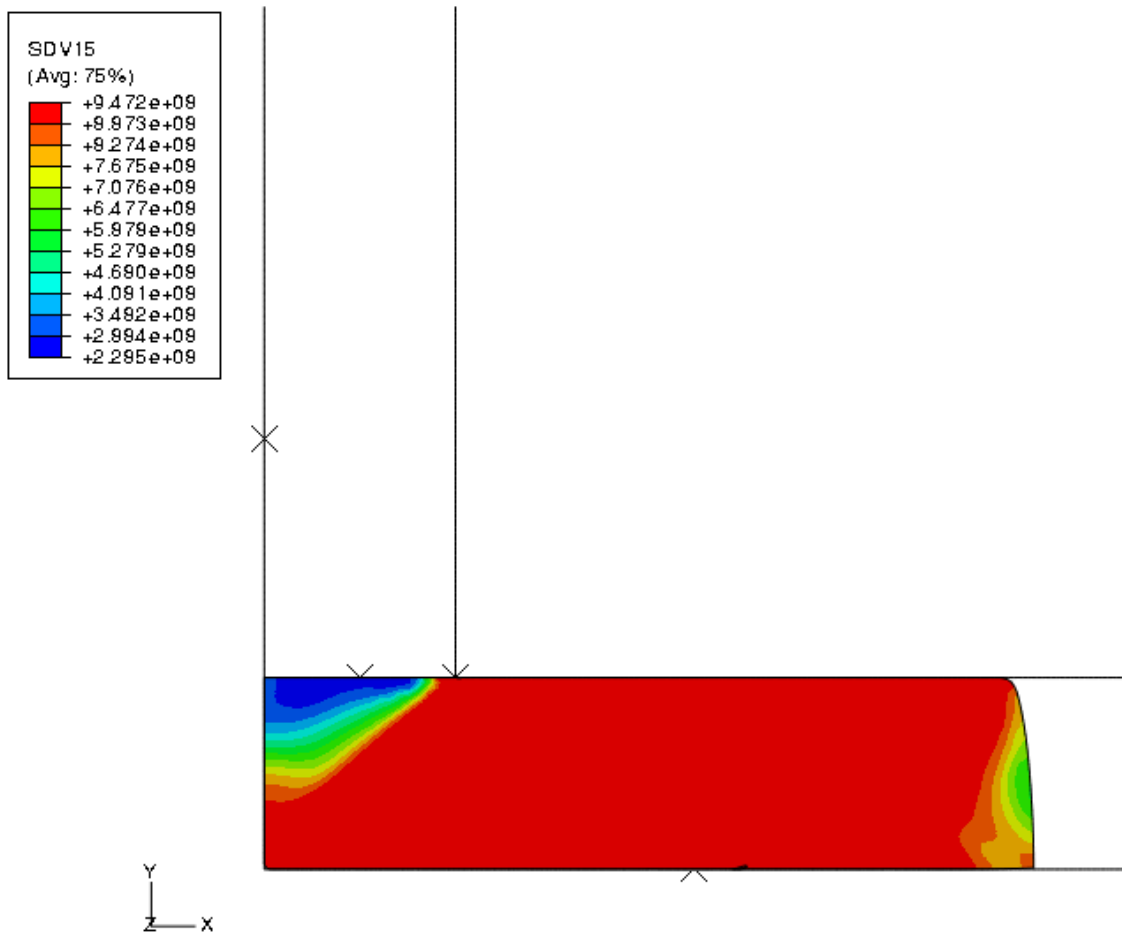


Figura 32 - Distribuição da densidade de discordâncias após o processamento na condição A.

Observa-se que também há uma boa homogeneidade da distribuição da propriedade densidade de discordâncias, não só na região central do tarugo deformado, mas na maior parte do tarugo.

A Figura 33 apresenta a evolução da densidade de discordâncias da média dos 500 elementos escolhidos para representar a região de maior interesse do tarugo à medida que o punção é deslocado.

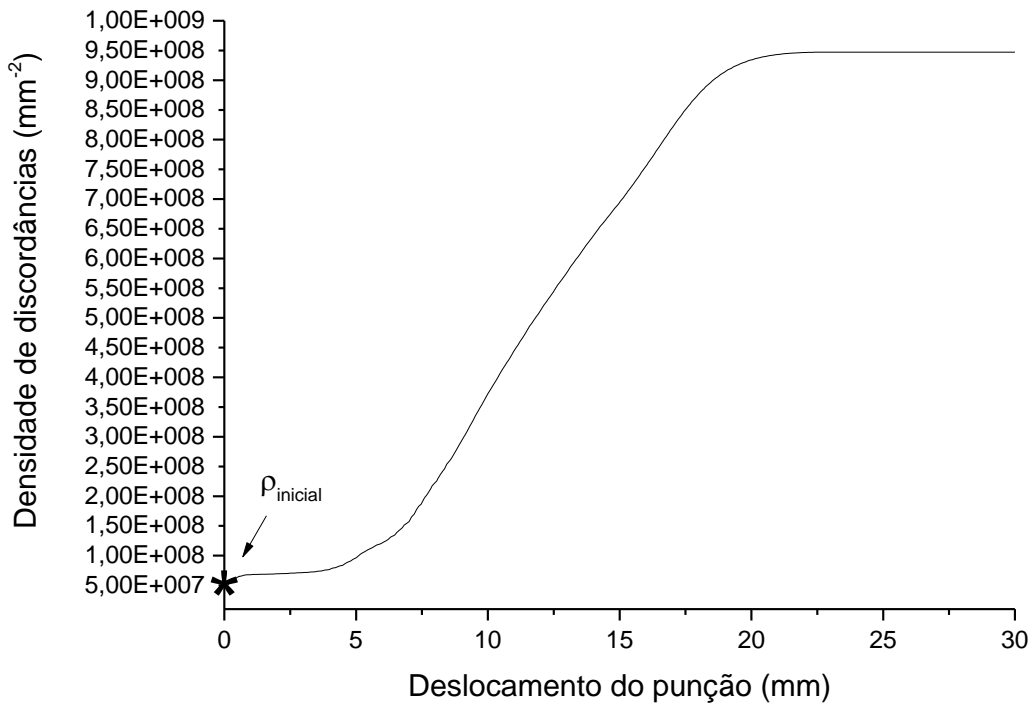


Figura 33 – Evolução da densidade de discordâncias calculada pela média dos elementos da região central do tarugo para a condição A.

Analisando-se a evolução da densidade de discordâncias média no centro do tarugo em função do deslocamento do punção, observa-se que devido sua localização, no centro do tarugo, a densidade de discordâncias não aumenta de forma relevante até que o punção é deslocado a aproximadamente 3,5 mm, a partir desse ponto a densidade de discordâncias cresce de forma acentuada até atingir a um valor de saturação em um deslocamento do punção de aproximadamente 21 mm. Observa-se que ao final do processamento é alcançada uma densidade de discordâncias de aproximadamente  $9,472 \times 10^8 \text{ mm}^{-2}$  o que é correspondente a um aumento de  $8,972 \times 10^8 \text{ mm}^{-2}$  do valor de densidade de discordâncias do início do processamento de  $5,0 \times 10^7 \text{ mm}^{-2}$ , no qual, em porcentagem, representa um aumento de 1794,4%. O valor final de densidade de discordâncias,  $9,472 \times 10^8 \text{ mm}^{-2}$ , é correspondente ao valor de densidade de discordâncias na saturação calculado pela Equação (3.58).

### 5.2.3.2 Condição B

A Figura 34 apresenta a previsão de carga para uma condição de atrito mais severa, com coeficiente de atrito,  $\mu$ , de 0,1. Observa-se que logo no início do deslocamento do punção a carga apresenta valores de aproximadamente 50,8kN, e a medida que o punção é deslocado a carga diminui até chegar a aproximadamente 43,4kN ao fim do deslocamento do punção. Comparando-se os dois casos A e B, nota-se que o processamento considerando o atrito mais severo apresentou valores de carga maiores.

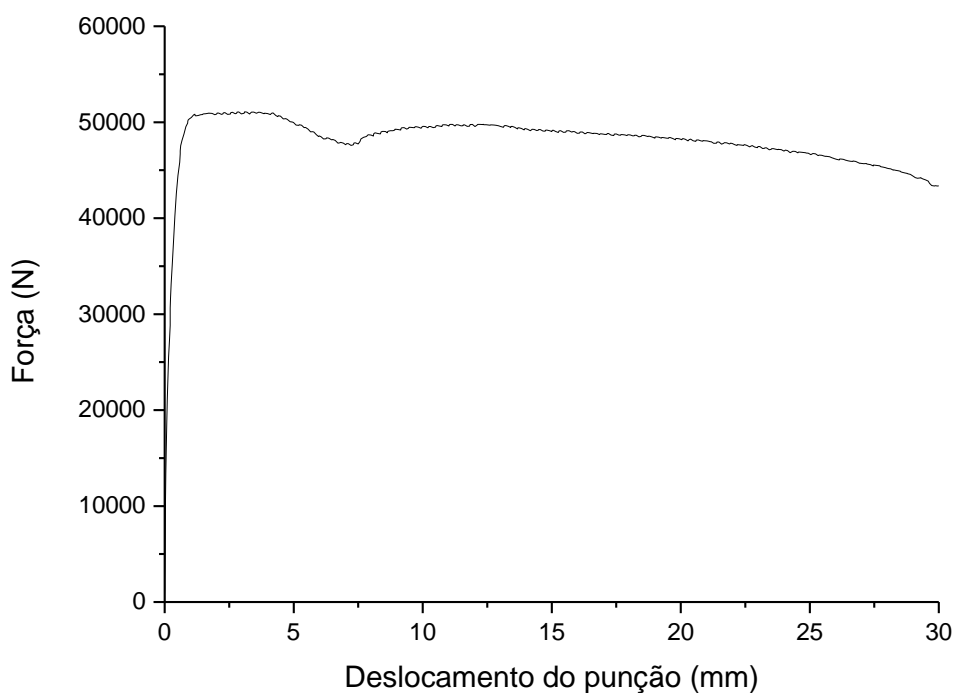


Figura 34 - Previsão de carga do processamento ECEA para condição B.

Na Figura 35 é apresentada a distribuição da deformação efetiva após o deslocamento de 30 mm do punção, na qual ainda observa-se uma região de maior com deformação efetiva homogênea no centro do tarugo deformado. Observa-se também uma região localizada na parte inferior do tarugo deformado com uma alta deformação efetiva, que apresentou valores ainda maiores que no caso A pelo aumento da severidade de contato entre tarugo e matriz. Foram calculadas as

evoluções da deformação efetiva e densidade de discordâncias pela média de 500 elementos localizados no centro do tarugo de 3000 elementos.

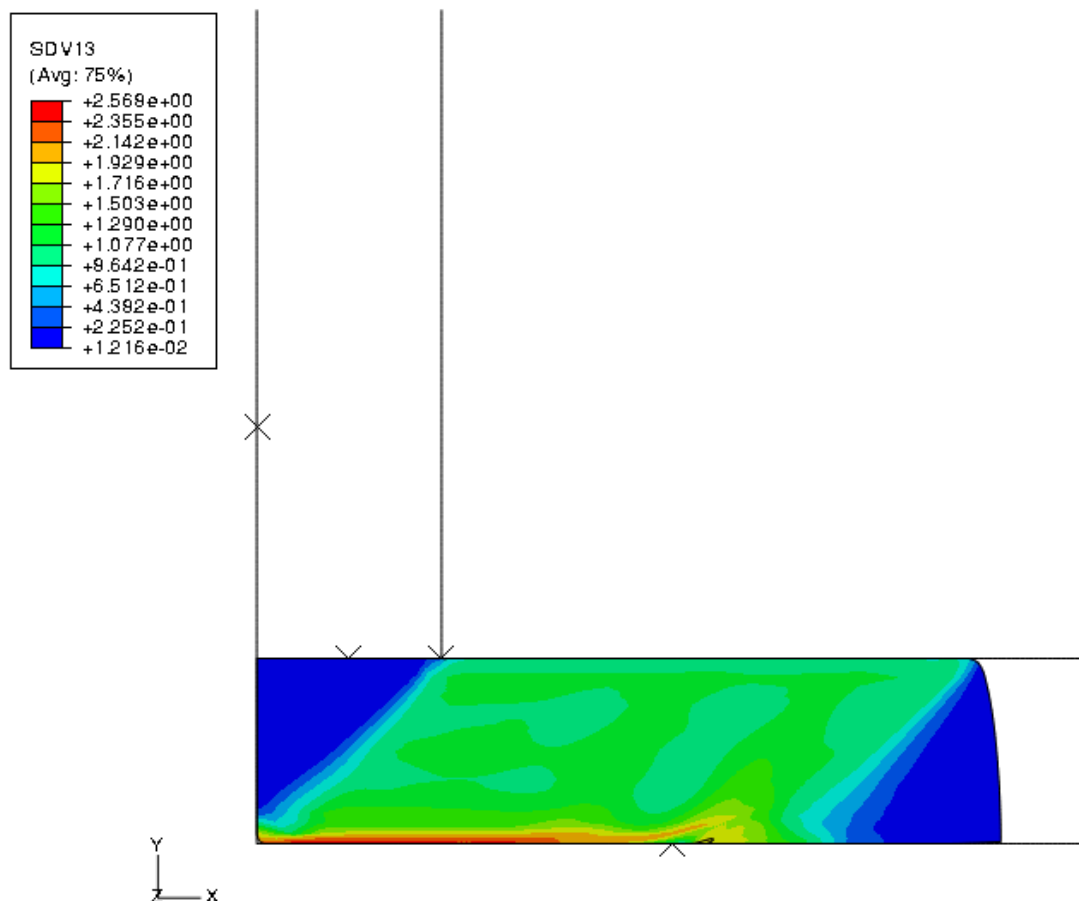


Figura 35 - Distribuição da deformação plástica efetiva para a condição B.

A Figura 36 exibe a evolução da deformação plástica efetiva à medida que o tarugo é processado calculado pela média de 500 elementos localizados no centro do tarugo que representam a região de maior interesse no tarugo.

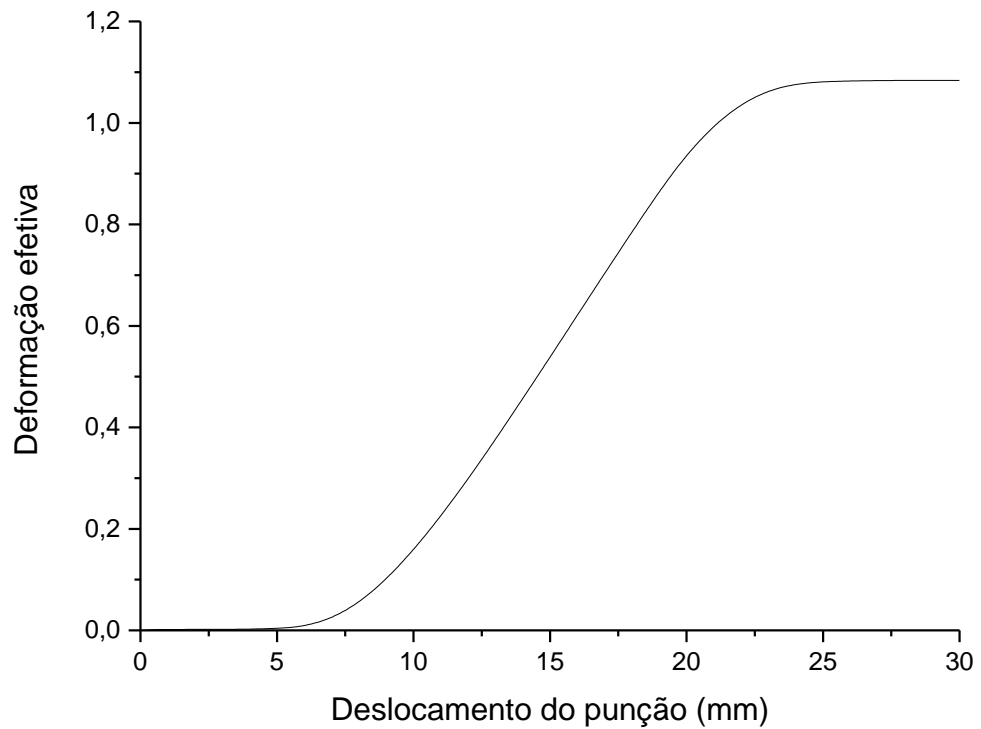


Figura 36 – Evolução da deformação plástica efetiva da média dos elementos na região central do tarugo para a condição B.

Observa-se que a região central do tarugo alcança um nível de deformação plástica com deformação plástica efetiva de aproximadamente 1,082. A deformação plástica efetiva da média dos elementos que representam a região de maior interesse alcançada no caso B é pouco menor que a calculada para o caso A que tem uma condição de atrito imposta pouco menos severa.

A Figura 37 apresenta a distribuição da densidade de discordâncias após o processamento ECEA, na qual observa-se que neste caso também é alcançado uma distribuição da densidade de discordâncias com certa homogeneidade na maior parte do tarugo deformado.

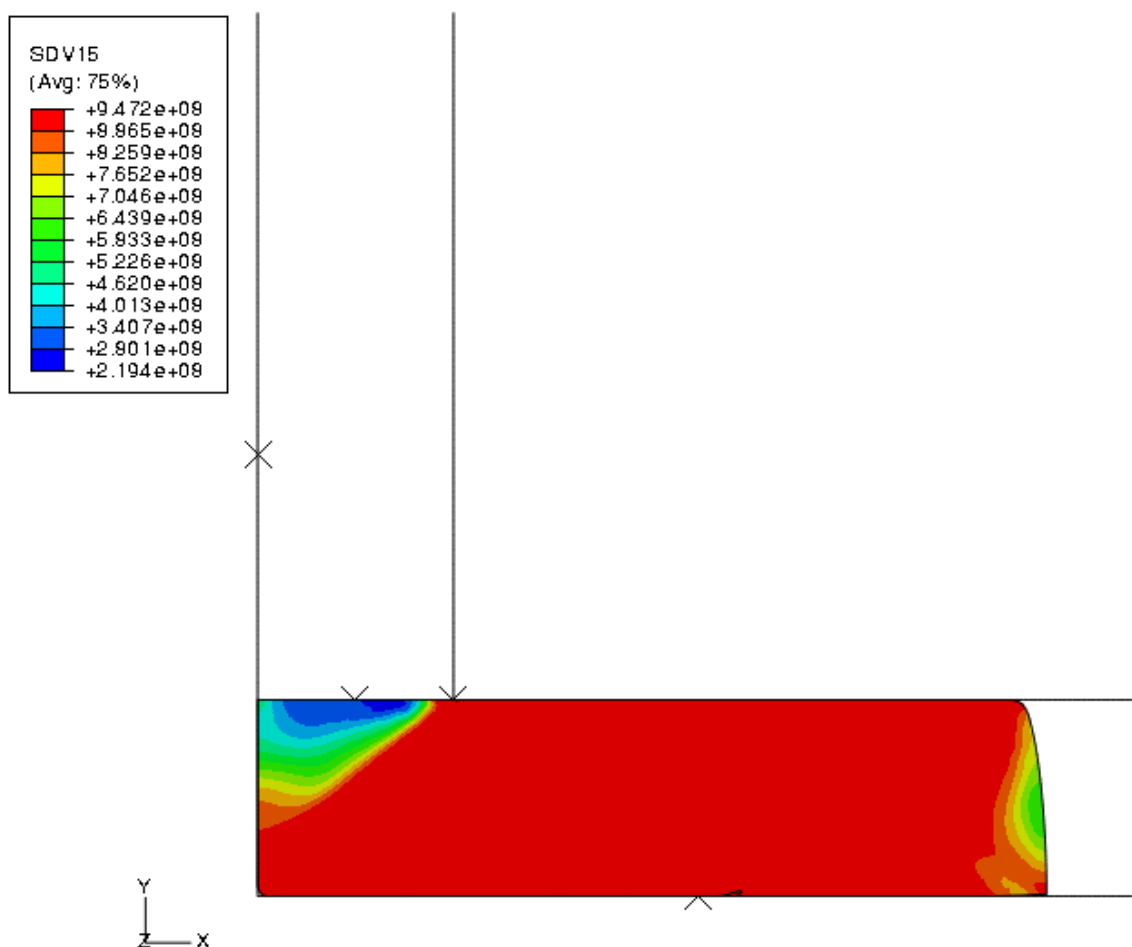


Figura 37 - Distribuição da densidade de discordâncias para a condição B.

A Figura 38 apresenta a evolução da densidade de discordâncias da média dos elementos no centro do tarugo que representam a região de maior interesse em função do deslocamento do punção, a partir de uma densidade de discordâncias inicial de  $5,00 \times 10^7 \text{ mm}^{-2}$ .



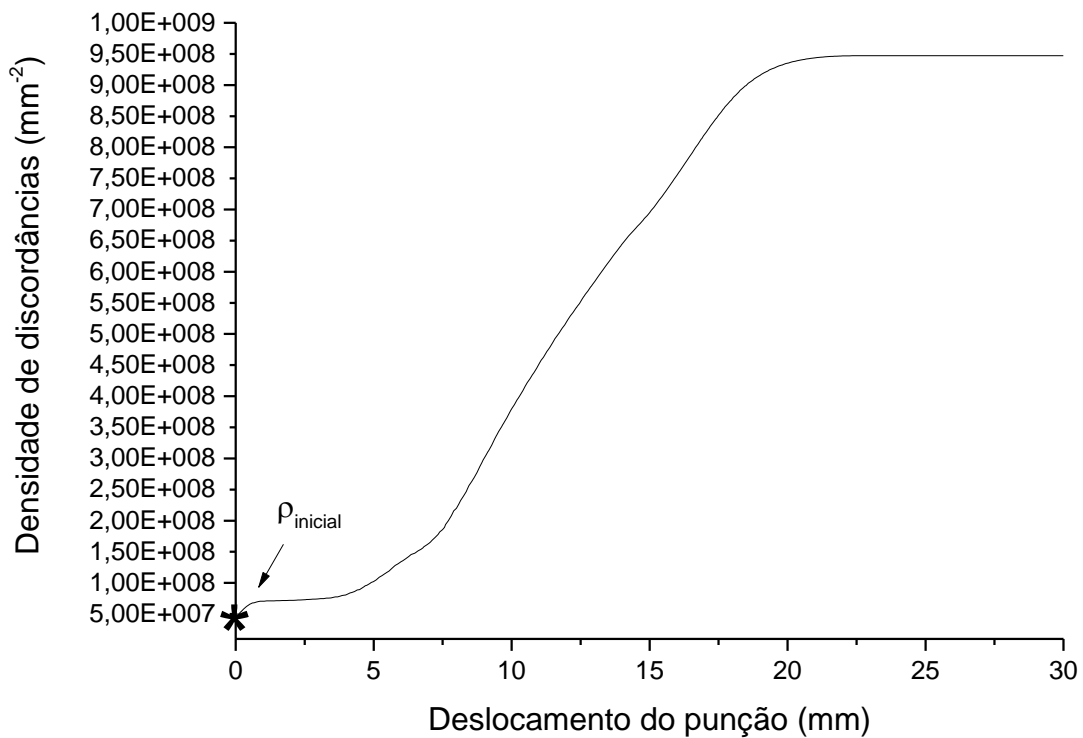


Figura 38 - Evolução da densidade de discordâncias da média dos elementos na região central do tarugo para a condição B.

Analisando-se a evolução da densidade de discordâncias média no centro do tarugo em função do deslocamento do punção, observa-se que a evolução da densidade de discordâncias se comporta de forma parecida nos dois casos A e B e ao final do processamento também é alcançada uma densidade de discordâncias de aproximadamente  $9,472 \times 10^8 \text{ mm}^{-2}$ , ou seja, valor de saturação da densidade de discordâncias.

### 5.2.3.3 Condição C

A Figura 39 apresenta a previsão de carga para a condição C que é uma condição de atrito mais severa, com coeficiente de atrito,  $\mu$ , de 0,12.

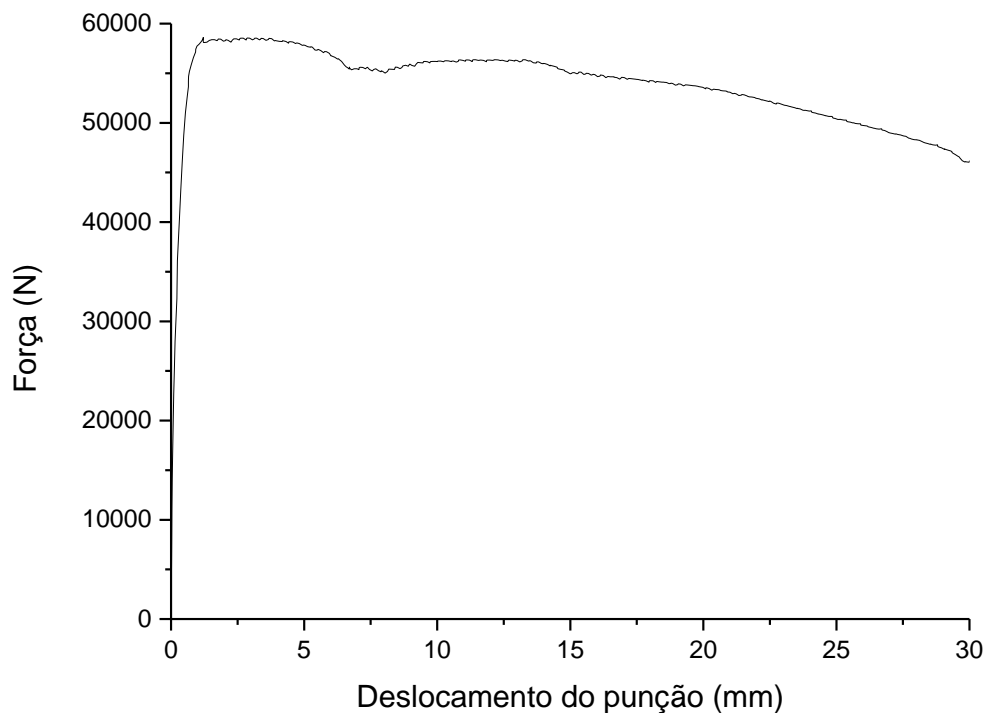


Figura 39 - Previsão de carga do processamento ECEA para condição C.

Observa-se que logo no início do deslocamento do punção a carga apresenta valores de aproximadamente 58,3kN, e a medida que o punção é deslocado a carga diminui até chegar a aproximadamente 46,2kN ao fim do deslocamento do punção.

Na figura 40 é apresentada a distribuição da deformação efetiva média de 500 elementos localizados no centro do tarugo de 3000 elementos após o processamento para a condição C. Na qual, ainda pode-se observar uma região central com a distribuição da deformação plástica efetiva com um bom grau de homogeneidade, e a região central do tarugo deformado, portanto, é compreendida como a região de maior interesse.

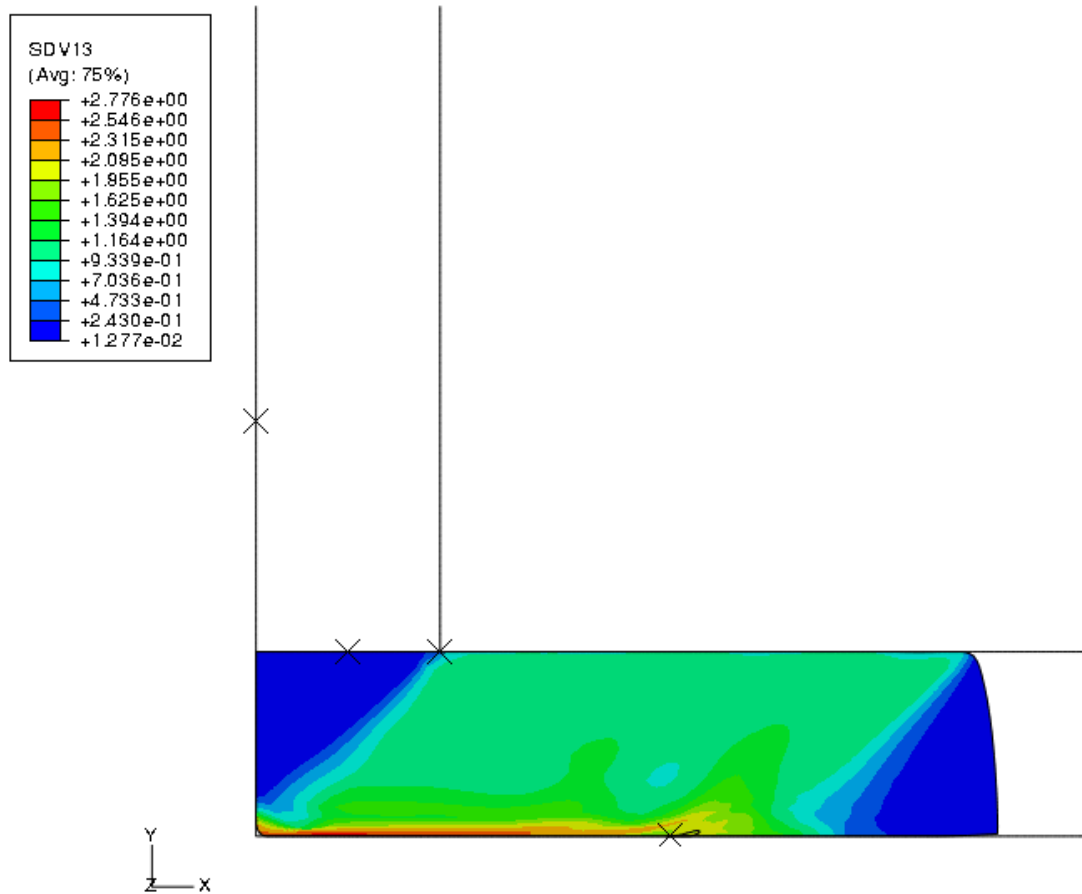


Figura 40 - Distribuição da deformação plástica efetiva para a condição C.

Observa-se também uma região localizada na parte inferior do tarugo deformado com uma alta deformação efetiva, que apresentou valores ainda maiores que no caso A e B. Para quantificar a deformação efetiva, foi calculada a evolução da deformação plástica efetiva pela média de 500 elementos localizados no centro do tarugo, apresentada na Figura 41.

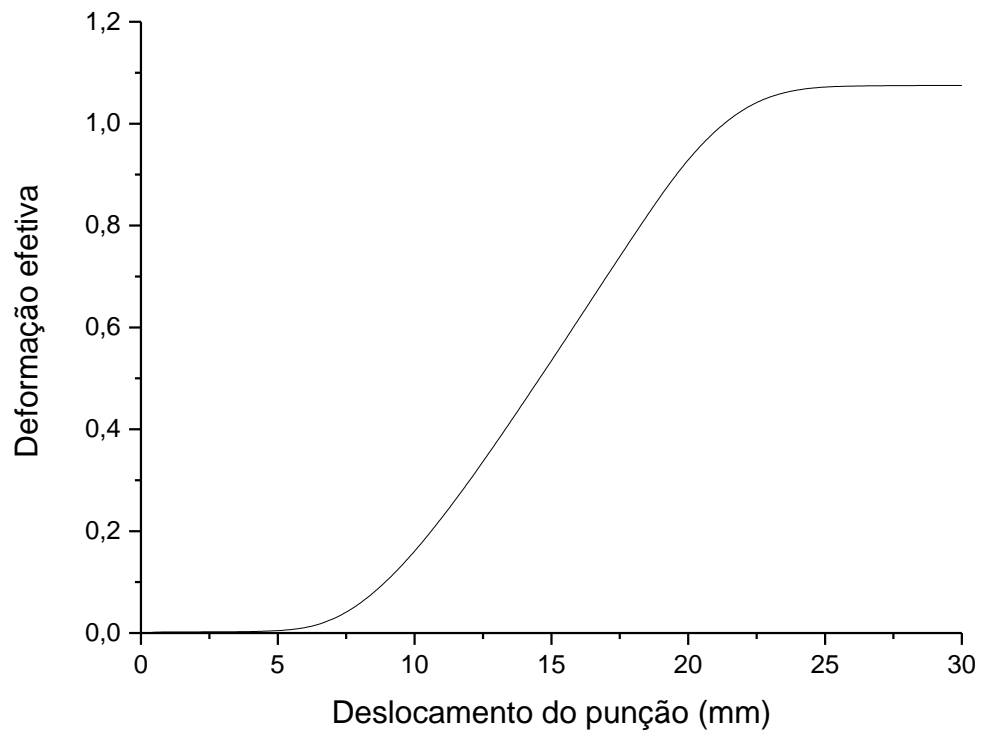


Figura 41 – Perfil de deformação plástica efetiva média para a condição C.

Observa-se que a região central do tarugo alcança um nível de deformação com deformação efetiva de aproximadamente 1,075, que é pouco menor que a deformação efetiva média calculada para as condições A e B, que têm condições de atrito menos severas.

A Figura 42 apresenta a distribuição da densidade de discordâncias após o processamento ECEA, na qual observa-se que neste caso também é alcançada a densidade de discordâncias de saturação na maior parte do tarugo deformado.

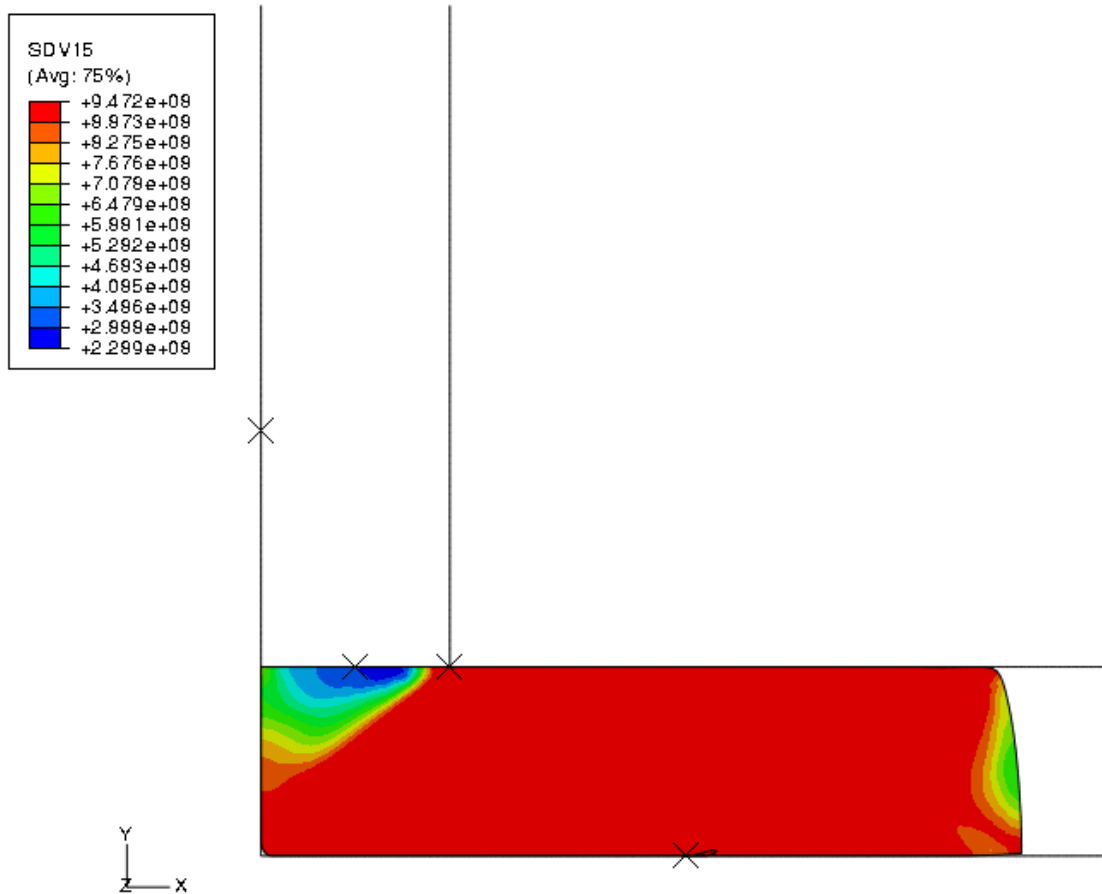


Figura 42 - Distribuição da densidade de discordâncias para a condição C.

Analisando-se, por meio da Figura 43, a evolução da densidade de discordâncias média no centro do tarugo em função do deslocamento do punção, observa-se que a evolução da densidade de discordâncias se comporta de forma parecida com as simulações com as condições A e B, na qual, ao final do processamento também é alcançada uma densidade de discordâncias de aproximadamente  $9,472 \times 10^8 \text{ mm}^{-2}$ , ou seja, valor de saturação da densidade de discordâncias.

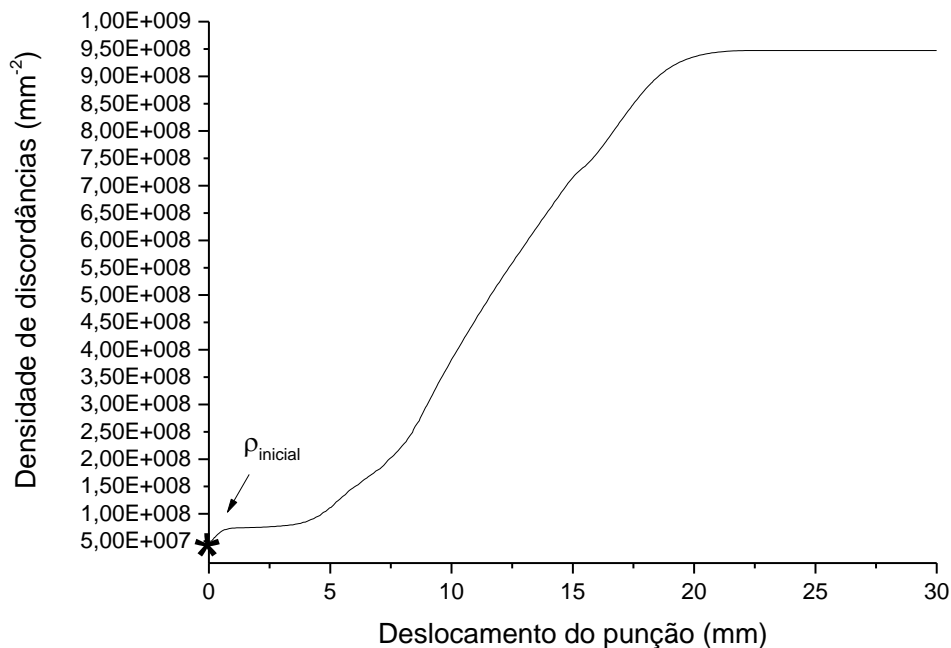


Figura 43 - Evolução da densidade de discordâncias.

Tabela 11 - Comparação dos resultados de força máxima de extrusão atingida no processamento e dos resultados de deformação efetiva média e densidade de discordâncias média entre as simulações dos casos A ( $\mu=0,08$ ), B ( $\mu=0,1$ ) e C ( $\mu=0,12$ ).

	Força máxima de extrusão (kN)	Deformação plástica efetiva média após processamento	Densidade de discordâncias inicial ( $\text{mm}^{-2}$ )	Densidade de discordâncias final média ( $\text{mm}^{-2}$ )
Condição A	44,8	1,091	$5,0 \times 10^7$	$9,472 \times 10^8$
Condição B	50,8	1,082	$5,0 \times 10^7$	$9,472 \times 10^8$
Condição C	58,3	1,075	$5,0 \times 10^7$	$9,472 \times 10^8$

Analisando valores da Tabela 11, observa-se que a condição C ( $\mu=0,12$ ) apresentou uma força máxima de extrusão cerca de 14,76% (7,5kN) maior do que a condições B, que por sua vez apresentou uma força máxima de extrusão cerca de 13,39% (6kN) maior que a condição A. Nota-se assim o impacto do coeficiente de atrito,  $\mu$ , sobre a carga alcançada no processamento ECEA. As médias de deformação efetiva na região central do tarugo das condições A, B e C, apresentadas na Tabela 10, mostram-se menores para condições de atrito mais severas, porém observando-se as Figuras 30, 35 e 40, quando o coeficiente de atrito é aumentado a região inferior do tarugo deformado apresenta valores de deformação efetiva significativamente

maiores. Valores de densidade de discordâncias apresentam um comportamento idêntico para as três condições de atrito analisadas, partindo de um valor inicial de densidade de discordâncias de  $5,0 \times 10^7 \text{ mm}^{-2}$ , alcançando um valor de densidade de discordâncias final de  $9,472 \times 10^8 \text{ mm}^{-2}$ , apresentando um valor de saturação teórico do modelo K-M, que pode ser calculado analiticamente pela Equação (3.58).

#### 5.2.3.4 Validação dos modelos numéricos

A Figura 44 apresenta as curvas de carga-deslocamento do punção das simulações para os casos A, B e C, bem como a curva de carga experimental. Pela qual pode-se comparar as simulações realizadas e o comportamento previsto pelo modelo com o comportamento experimental do material durante o processamento ECEA (SILVA, 2017).

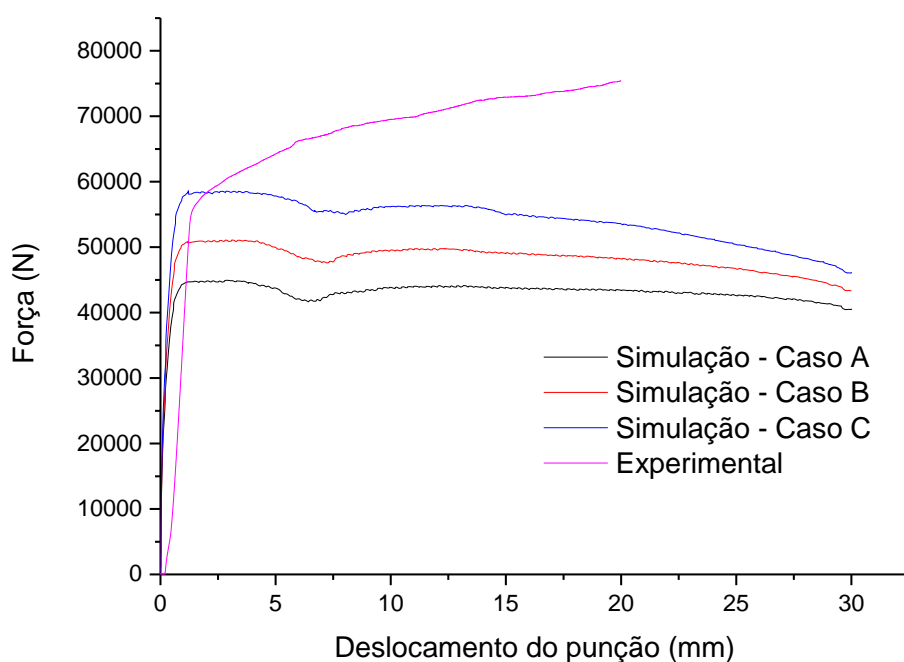


Figura 44 – Comparação de carga entre as simulações dos casos A ( $\mu = 0,08$ ), B ( $\mu = 0,1$ ), C ( $\mu = 0,12$ ) e experimental do processamento ECEA.

Em uma comparação entre as curvas de força-deslocamento, observa-se que a condição C ( $\mu = 0,12$ ) apresenta uma força máxima de extrusão de mesma ordem de grandeza que a carga do início de escoamento da curva experimental, que

apresenta uma carga de aproximadamente 57kN. Portanto, uma diferença de aproximadamente 2,3% (1,3kN). A condição B ( $\mu = 0,1$ ), que apresenta uma carga máxima de aproximadamente 50,8kN é cerca de 10,9% (6,2kN) menor que a carga de início de escoamento da curva experimental. A condição A ( $\mu = 0,08$ ), é a que menos se aproxima a carga de início de escoamento da curva experimental, apresentando uma carga máxima de aproximadamente 44,8kN, cerca de 21,4% (12,2kN) menor que a carga de início de escoamento da curva experimental.

No entanto, a curva experimental se comporta de forma diferente comparada a curva nas simulações. Ainda que as curvas força-deslocamento das simulações apresentam uma rigidez próxima à rigidez da curva experimental, a carga da curva experimental continua a aumentar após o início do escoamento, até aproximadamente 75kN.

Nas simulações, a carga é aumentada inicialmente até uma carga máxima, força máxima de extrusão, e é diminuída à medida que o punção é deslocado, um comportamento comum de ligas de alumínio processadas pela técnica ECEA. Observa-se que o comportamento mecânico do material nas simulações, para os três casos analisados, no processamento pela técnica ECEA, apresenta um grau de encruamento inferior ao comportamento experimental, analisando-se os resultados de carga-deslocamento do punção. Esta diferença de comportamento pode ser explicada pelas limitações do modelo, tendo em vista que o modelo de encruamento adotado não considera os efeitos da anisotropia, precipitados, partículas de soluto e evolução do tamanho de grão.



## 6 CONCLUSÕES

O comportamento mecânico da liga Al7075 foi analisado para uma deformação uniaxial e para um caso com deformação cisalhante. O modelo de encruamento usado fornece a resposta mecânica do material em função da evolução da densidade de discordâncias que é prevista no modelo.

Uma boa concordância entre a simulação e valores experimentais em deformação uniaxial foi constatada pela comparação com as curvas força-alongamento dos ensaios de tração. Podendo-se prever a evolução de densidade de discordâncias da liga Al7075 em estado recozido em deformação uniaxial que passa de  $5,0 \times 10^7 \text{ mm}^{-2}$  no estado inicial para  $8,5 \times 10^8 \text{ mm}^{-2}$  em uma deformação uniforme de 0,1.

A simulação com a condição de atrito estático,  $\mu$ , de 0,12 teve boa aproximação com a curva experimental de força-deslocamento no início do escoamento. No entanto, o comportamento mecânico da simulação do material submetido a deformação plana no processamento pela técnica ECEA apresentou um grau de encruamento inferior ao comportamento experimental, visto que à medida que o tarugo é escoado, a carga experimental é aumentada e a carga da simulação é diminuída.

Como um comportamento comum das curvas carga-deslocamento constatado em ligas de alumínio processadas pela técnica ECEA é que a carga no início do escoamento é aumentada até um valor pico e logo diminuir à medida que o tarugo é escoado, e neste trabalho as simulações foram comparadas a somente um ensaio experimental, é válido realizar novos ensaios do processamento ECEA para avaliar de maneira mais precisa se o modelo pode ser bem ajustado ao comportamento experimental para o processamento ECEA.

Além da possibilidade de o único experimento realizado ser responsável pela diferença de encruamento constatada entre simulação e experimental, pode-se associar também às limitações do modelo adotado que não considera os efeitos da anisotropia, precipitados, partículas de soluto e evolução do tamanho de grão.

Ao aumentar o coeficiente de atrito,  $\mu$ , na simulação, constata-se que a carga é significativamente aumentada, a deformação efetiva média da região central do tarugo é diminuída e observa-se um aumento da deformação efetiva na parte inferior do tarugo deformado. Para todas as condições de atrito consideradas, partindo de um valor inicial de discordâncias de  $5,0 \times 10^7 \text{ mm}^{-2}$ , a densidade de discordâncias média da região central do tarugo alcança um valor final de  $9,472 \times 10^8 \text{ mm}^{-2}$ , valor de densidade de discordâncias de saturação para as constantes  $k_1$  e  $k_2$  adotadas. Portanto, como a densidade de discordâncias é capaz de alcançar um valor de saturação na condição menos severa de atrito, seu valor na região central do tarugo não foi influenciado pelo coeficiente de atrito.

Portanto, pode-se concluir que o modelo de densidade de discordâncias utilizado para descrever o comportamento da liga Al7075 é apropriado para o caso de deformação uniaxial como visto nas simulações do ensaio de tração validado pelos resultados experimentais e para o caso de deformação plana no ensaio do processamento ECEA, mesmo que ainda apresente divergências entre os comportamentos experimental e da simulação que necessitam de uma maior investigação, é um modelo relativamente simples que pode representar distribuições de deformação efetiva e densidade de discordâncias no material deformado.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir do modelo numérico utilizado no presente trabalho para a liga Al 7075 e com vista ao aprimoramento deste, podem-se delinear as seguintes possibilidades para a continuidade das pesquisas acerca deste tema:

- Inclusão dos efeitos de precipitados de segunda fase e partículas de soluto. Utilizar alterações propostas no modelo de Kocks-Mecking para incluir os efeitos das partículas de soluto, estacionárias e móveis, e efeitos de precipitados de segunda fase (ESTRIN, 1996).
- Inclusão do refinamento microestrutural característico em materiais cristalinos ou semicristalinos deformados via a técnica ECEA. Utilizar modelos propostos para determinar o comportamento mecânico do material com granulação fina (ESTRIN, 1996; NARUTANI; TAKAMURA, 1991), visto que o processamento ECEA tem o objetivo de tornar o material com granulação ultrafina, é necessário avaliar se mesmo para um passe do ECEA a granulação final do material após o processamento ainda se ajusta bem aos modelos de granulação grosseira, e, caso necessário, impor uma mudança no modelo a partir de um valor de tamanho de grão limite.
- Realizar novos ensaios do processamento ECEA para verificar o comportamento experimental da liga em deformação plana e comparar com os resultados obtidos nas simulações.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALTAN, B. S.; PURCEK, G.; MISKIOGLU, I. An upper-bound analysis for equal-channel angular extrusion. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 168, p. 137–146, 2005.

ANANTHAKRISHNA, G. On the dynamical mechanism of cross-over from chaotic to turbulent states. **Pramana - J. Phys.**, v. 64, p. 343–352, 2005.

ANANTHAKRISHNA, G. Current theoretical approaches to collective behavior of dislocations. **Physics Reports**, v. 440, n. 4, p. 113–259, 2007.

ASARO, R. J.; LUBARDA, V. A. **Mechanics of Solids and Materials**. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook. Properties and Selection. Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. EUA: ASM INTERNATIONAL, 1991a. v. 2

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook. Heat Treating**. EUA: ASM International, 1991b. v. 4

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook. Mechanical Testing and Evaluation**. EUA: ASM International, 2000. v. 8

ASTM E8 / E8M-16A. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. [s.l: s.n.].

BALÍK, J.; LUKÁČ, P.; KUBIN, L. P. Inverse critical strains for jerky flow in Al-Mg alloys. **Scripta Materialia**, v. 42, p. 465–471, 2000.

BARBOSA, L. M. **Influência da taxa de aquecimento no tratamento térmico de solubilização da liga Al 7075**. Dissertação de Mestrado em Materiais para Engenharia—Minas Gerais: Universidade Federal de Itajubá, 2014.

CAHN, R. W.; HAASEN, P. **Physical Metallurgy**. 4th. ed. Amsterdam: North Holland, 1996. v. 3

CHEN, J. Z. et al. Investigation of precipitation behavior and related hardening in AA 7055 aluminum alloy. **Mater. Sci. Eng. A**, v. 500, p. 34–42, 2009.

DALLA TORRE, F. et al. Microstructures and properties of copper processed by equal channel angular extrusion for 1-16 passes. **Acta Materialia**, v. 52, p. 4819–4832, 2004.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2a. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

DRIVER, J. The limitations of continuous dynamic recrystallization (CDRX) of aluminium alloys. **Materials Letters**, v. 222, p. 135–137, 2018.

EIVANI, A. R.; KARIMI TAHERI, A. The effect of dead metal zone formation on strain and extrusion force during equal channel angular extrusion. **Computational Materials Science**, v. 42, p. 14–20, 2008.

ESMAILZADEH, M.; AGHAIE-KHAFRI, M. Finite element and artificial neural network analysis of ECAP. **Computational Materials Science**, v. 63, p. 127–133, 2012.

ESTRIN, Y. Dislocation-Density-Related Constitutive Modeling. In: KRAUSZ, A. S.; KRAUSZ, K. (Eds.). . **Unified Laws of Plastic Deformation**. New York: Academic Press, 1996.

ESTRIN, Y.; KUBIN, L. P. Spatial Coupling and Propagative Plastic Instabilities. In: MÜHLHAUS, H.-B. (Ed.). . **Continuum Models for Materials with Microstructure**. New York, USA: John Wiley & Son Ltd, 1995.

ESTRIN, Y.; MECKING, H. A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models. **Acta Metallurgica**, v. 32, p. 57–70, 1984.

GARCEZ, R. **Métodos de Implantação Computacional para Modelos de Encruamento aplicados a simulação por Elementos Finitos da técnica ECEA**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgia—Volta Redonda: Universidade Federal Fluminense, 2009.

HOLLOMON, J. H. Tensile deformation. **Transaction of American Institute of Mechanical Engineering**, v. 162, p. 268–277, 1945.

HULL, D.; BACON, D. J. **Introduction to dislocations**. 5th. ed. New York, USA: Elsevier, 2011.

HUMPHREYS, J.; ROHRER, G. S.; ROLLETT, A. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 3rd. ed. Amsterdam: Elsevier, 2017.

HUO, W. T. et al. An improved thermo-mechanical treatment of high-strength Al–Zn–Mg–Cu alloy for effective grain refinement and ductility modification. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 239, p. 303–314, 2017.

IMMARIGEON, J. P. Lightweight Materials for Aircraft Applications. **Materials Characterization**, v. 35, p. 41–67, 1995.

KOCKS, U. F. A statistical theory of flow stress and work-hardening. **Philosophical Magazine**, p. 541–566, 1966.

KOCKS, U. F. Laws for Work-Hardening and Low-Temperature Creep. **J. Eng. Mater. Technol.**, v. 98, n. 1, p. 76–85, 1976.

KUHLMANN-WILSDORF, D.; HANSEN, N. Theory of Work-Hardening Applied to Stages III and IV. **Metallurgical Transactions A**, v. 20, p. 2393–2397, 1989.

KUTZ, M. **Handbook of materials selection**. New York: John Wiley & Sons, 2002.

LANGDON, T. G. The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 462, n. 1, p. 3–11, 2007.

LEE, J.-W. et al. Continuous dynamic recrystallization behavior and kinetics of Al–Mg–Si alloy modified with CaO-added Mg. **Materials Science and Engineering: A**, v. 673, p. 648–659, 2016.

LEFEBVRE, W. et al. Tracking the path of dislocations across ordered Al<sub>3</sub>Zr nano-precipitates in three dimensions. **Scripta Materialia**, v. 70, p. 43–46, 2014.

LEONARD, J. G.; PIETRZYK, M.; CSER, L. **Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products**. Amsterdam: Elsevier, 1999.

LUDWIK, P. **Elemente der Technolnischen Mechanick**. Berlin: Verlag von Julius Springen, 1909.

MCQUEEN, H. J.; BLUM, W. Dynamic recovery: sufficient mechanism in the hot Deformation of Al (B99.99). **Materials Science and Engineering. A**, v. 290, p. 95–107, 2000.

MECKING, H.; KOCKS, U. F. Kinetics of Flow and Strain-Hardening. **Acta Metallurgica Materialia**, v. 29, p. 1865–1875, 1981.

MEDEIROS, N. et al. Sensitivity analysis of the ECAE process via 2k experiments design. **Matéria (UFRJ)**, v. 15, p. 206–215, 2010.

NARUTANI, T.; TAKAMURA, J. Grain-size strengthening in terms of dislocation density measured by resistivity. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 39, n. 8, p. 2037–2049, 1991.

PADILHA, A. F. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. Curitiba: Hemus S.A., 1997.

PADILHA, A. F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3a. ed. São Paulo: ABM – Associação Brasileira de Materiais, 2005.

PALM, J. H. Stress-strain relations for uniaxial loading. **Appl. Sci. Res.**, v. 198, 1949.

PESIN, A.; KORCHUNOV, A.; PUSTOVOYTOV, D. Numerical Study of Grain Evolution and Dislocation Density during Asymmetric Rolling of Aluminum Alloy 7075. **Key Engineering Materials**, v. 685, p. 162–166, 2016.

PHAM, Q.; NGHIEP, D. M.; KIM, H. S. Simulation of the Effective of Friction on the Deformation in Equal Channel Angular Pressing (ECAP). **Key Engineering Materials**, v. 656–657, 2015.

PINK, E. Features of the Portevin-Le Chatelier effect in a low-carbon steel. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 30, p. 767–768, 1994.

REED-HILL, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2a. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

REZENDE, M. C. **Caracterização microestrutural e da textura cristalográfica de uma liga de alumínio AA1070 deformada a frio via prensagem em canais equiangulares**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica—Rio de Janeiro: Universidade Federal Fluminense, 2011.

SEGAL, V. M. Materials processing by simple shear. **Mater. Sci. Eng. A.**, v. 197, p. 157–164, 1995.

SEGAL, V. M. Slip line solutions, deformation mode and loading history during ECAP. **Mater. Sci. Eng. A.**, v. 345, p. 36–46, 2003.

SHOJAEI, K.; SAJADIFAR, S. V.; YAPICI, G. G. On the mechanical behavior of cold deformed aluminum 7075 alloy at elevated temperatures. **Materials Science and Engineering: A**, v. 670, p. 81–89, 2016.

SILVA, D. D. C. **Caracterização microestrutural e avaliação do comportamento mecânico da liga al 7075 após prensagem em canais equiangulares**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica—Rio de Janeiro: Universidade Federal Fluminense, 2017.

SMALLMAN, R. E.; NGAN, A. H. W. **Physical Metallurgy and Advanced Materials**. 7th. ed. [s.l.] Butterworth-Heinemann, 2007.

SURENDARNATH, S. et al. Finite Element Simulation of Pure Aluminum Processed by ECAP Using New Die Design. **Materials Today: Proceedings**, v. 4, p. 2544–2553, 2017.

SUWAS, S. et al. Evolution of texture during equal channel angular extrusion of commercially pure aluminum: Experiments and simulations. **Mater. Sci. Eng. A.**, v. 520, p. 134–146, 2009.

SWIFT, H. W. Plastic instability under plane stress. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 1, p. 1–18, 1952.

VALIEV, R. Z.; LANGDON, T. G. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation. **Progress in Materials Science**, v. 51, p. 881–981, 2006.

VERLINDEN, B.; CAHN, R. W. (EDS.). **Thermo-mechanical processing of metallic materials**. Amsterdam: Pergamon/Elsevier, 2007.

VOCE, E. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. **J. Inst. Metals**, v. 74, p. 537–562, 1948.

XU, C.; LANGDON, T. G. Influence of a round corner die on flow homogeneity in ECA pressing. **Scr. Mater.**, v. 48, p. 1–4, 2003.

YANG, Y. et al. Effects of hot extrusion and heat treatment on microstructure and properties of industrial large-scale spray-deposited 7055 aluminum alloy. **Materials Research Express**, v. 5, p. 21, 2018.

YILMAZ, A. The Portevin-Le Chatelier effect: a review of experimental findings. **Science and Technology of Advanced Materials**, v. 12, n. 6, 2011.

ZHANG, J. et al. Experimental and numerical investigation on pure aluminum by ECAP. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 19, p. 1303–1311, 2009.

ZIEGENBEIN, A.; HÄHNER, P.; NEUHÄUSER, H. Correlation of temporal instabilities and spatial localization during Portevin–LeChatelier deformation of Cu–10 at.% Al and Cu–15 at.% Al. v. 19, p. 27–34, 2000.