

**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO**  
**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL**  
**Escola de Engenharia**  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais –  
PPGE3M

**ESTUDO DA DEFORMABILIDADE A FRIO DO AÇO**  
**MICROLIGADO AO VANÁDIO DIN 30MnVS6**

Eng. André Rosiak

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre

2020

**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO**  
**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL**  
**Escola de Engenharia**

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais –  
PPGE3M

**ESTUDO DA DEFORMABILIDADE A FRIO DO AÇO**  
**MICROLIGADO AO VANÁDIO DIN 30MnVS6**

André Rosiak  
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre

2020

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Lirio Schaeffer  
PPGE3M - UFRGS

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Diego Rodolfo Simões de Lima (IFC - SC)

Prof. Dr. Jorge Luis Braz Medeiros (FURG - RS)

Prof. Dr. Alberto Moreira Guerreiro Brito (UFRGS - RS)

Prof. Dr. Afonso Reguly  
Coordenador do PPGE3M

*Aos meus pais, Francisca e Paulo.*

## AGRADECIMENTOS

A Deus.

Aos meus pais, Francisca Wasielewski Rosiak e Paulo Roberto Rosiak por todo sacrifício, exemplo e amor incondicional. Os méritos desta conquista são todos seus. A minha irmã Ana Paula Rosiak pelo cuidado, amizade e exemplo.

A Tiana Romani pelo amor, companheirismo e paciência.

Ao meu orientador, Prof. Dr.-Ing. Lirio Schaeffer, e ao Dr. Eng. Alberto Guerreiro Moreira Brito pela grande oportunidade, auxílio e confiança.

A Dr. Eng<sup>a</sup>. Luana De Lucca de Costa pela imensurável ajuda.

Aos amigos Dr. Tecg. Diego Pacheco Wermuth, MSc. Eng. Diego Rafael Alba e MSc. Tecg. Thomas Gomes dos Santos pelo apoio.

A todos os colegas do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, em especial, Eng. Bruno Cesar Cordeiro, Msc. Eng. Rafael Luciano Dalcin e Msc. Tecg. Leonardo Fonseca Oliveira.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela bolsa de pesquisa.

A todos os amigos, colegas e professores que auxiliaram nestes anos de pesquisa.

## SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS .....	V
LISTA DE FIGURAS .....	IX
LISTA DE TABELAS .....	XIII
LISTA DE SÍMBOLOS .....	XIV
LISTA DE ABREVIACÕES .....	XVII
RESUMO .....	XVIII
ABSTRACT .....	XIX
1. INTRODUÇÃO.....	20
2. ESTADO ATUAL DOS CONHECIMENTOS.....	22
2.1. AÇOS MICROLIGADOS.....	22
2.2. CARACTERÍSTICAS DO DIN 30MnVS6 .....	23
2.3. PROCESSO DE PRODUÇÃO DO DIN 30MnVS6 .....	25
2.4. FORJAMENTO A FRIO DO DIN 30MnVS6.....	27
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	29
3.1. DEFORMABILIDADE A FRIO DOS MATERIAIS .....	29
3.2. FRATURA DÚCTIL .....	31
3.2.1. Aspectos Microscópicos da Fratura Dúctil.....	32
3.2.2. Fratura Dúctil no Forjamento a Frio.....	35
3.3. PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM A DEFORMABILIDADE.....	36
3.4. TENSÕES .....	37
3.4.1 Tensão Hidrostática .....	38
3.4.2 Fator de Triaxialidade.....	39
3.4.3 Teoria de Escoamento de von Mises .....	41
3.5. DEFORMAÇÕES .....	42
3.6. VELOCIDADE DE DEFORMAÇÃO .....	43
3.7. ATRITO .....	44
3.7.1 Coeficiente de Atrito .....	46

3.7.2 Ensaio do Anel .....	48
3.8. TENSÃO DE ESCOAMENTO.....	49
3.8.1 Ensaio de Tração .....	50
2.8.2 Ensaio de Compressão.....	52
3.9. FATORES METALÚRGICOS DOS AÇOS.....	54
3.9.1 Composição Química .....	55
3.9.2 Conteúdo de Inclusões.....	56
3.9.3 Microestrutura .....	58
3.10. CRITÉRIOS DE DEFORMABILIDADE.....	62
3.11. DIAGRAMA LIMITE DE DEFORMABILIDADE.....	62
3.11.1 Trajetórias de Deformação .....	64
3.11.2 Limite de Deformabilidade.....	65
3.11.4 Análise das Tensões Superficiais .....	68
3.11.5 Análise das Trincas Superficiais.....	69
3.12. CRITÉRIOS DE FRATURA DÚCTIL.....	70
3.13.1 Critério de Cockcroft e Latham Normalizado .....	71
3.13.2 Critério de Oyane.....	72
3.13.3 Critério de Johnson-Cook.....	73
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	75
4.1. CARACTERIZAÇÃO INICIAL DO DIN 30MnVS6 .....	75
4.2. CARACTERIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO DIN 30MnVS6.....	76
4.2.1 Determinação da curva de escoamento do DIN 30MnVS6.....	76
4.2.2 Definição do Coeficiente de Atrito.....	77
4.2.3 Análise do efeito do encruamento na dureza do DIN 30MnVS6.....	78
4.3. CONSTRUÇÃO DO DIAGRAMA LIMITE DE DEFORMABILIDADE DO DIN 30MnVS6	79
4.4. APLICAÇÃO DE CRITÉRIOS DE FRATURA DÚCTIL NA PREVISÃO DA FRATURA DO DIN	
30MnVS6 .....	83
4.4.1 Calibração dos Critérios de Fratura Dúctil .....	83
4.4.2 Definição do Dano Crítico.....	85
5. ANÁLISE EXPERIMENTAL .....	87
5.1. CARACTERIZAÇÃO INICIAL DO DIN 30MnVS6 .....	87
5.2. CURVA DE ESCOAMENTO DO DIN 30MnVS6.....	88
5.2.1 Ensaio de Compressão.....	88

5.2.2 Ensaio de Tração .....	89
5.3. EFEITO DA DEFORMAÇÃO A FRIO NA DUREZA DO DIN 30MnVS6.....	91
5.3.1 Efeito da Deformação a Frio na Microestrutura do DIN 30MnVS6 .....	95
5.4 ANÁLISE DO ATRITO.....	96
5.5 DIAGRAMA LIMITE DE DEFORMABILIDADE DO DIN 30MnVS6 .....	100
5.5.1 Efeito do Atrito.....	101
5.5.2 Efeito das Dimensões Iniciais do cilindro .....	103
5.5.3 Efeito do pré-embarilamentodas Amostras .....	104
5.5.4 Limite de Deformabilidade do DIN 30MnVS6.....	105
5.5.5 Análise das Tensões Superficiais .....	106
5.5.6 Análise das Trincas Superficiais .....	112
5.6 CRITÉRIOS DE FRATURA DÚCTIL .....	114
5.6.1 Ensaio de Tração para Calibração dos Critérios de Fratura Dúctil.....	115
5.6.2 Critério de Cockcroft-Latham .....	118
5.6.3 Critério de Oyane.....	121
5.6.4 Critério de Johnson-Cook.....	125
6. DISCUSSÕES DOS RESULTADOS .....	129
6.1. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DO DIN 30MnVS6 .....	129
6.2 DIAGRAMA LIMITE DE DEFORMABILIDADE DO DIN 30MnVS6 .....	130
6.3 CRITÉRIOS DE FRATURA DÚCTIL .....	132
7. CONCLUSÕES .....	136
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	139
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	140
ANEXO A- CERTIFICADO DE QUALIDADE DO DIN 30MnVS6 .....	153

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1- Diagrama de solubilidade de VC, VN e NbC na austenita [9]. .....	23
Figura 2.2- Efeito da taxa de resfriamento no aumento da resistência ao escoamento devido ao reforço da precipitação em um aço de 0,15% V [19]. .....	26
Figura 3.1- Principais defeitos que limitam a deformabilidade em processos de forjamento a frio.....	30
Figura 3.2- Comportamento distinto entre fratura dúctil e frágil [30].....	31
Figura 3.3- Etapas que caracterizam a fratura dúctil em triaxialidades positivas (Adaptada de [30]). .....	32
Figura 3.4- Micrografia do mecanismo de fratura dúctil por nucleação de vazios, crescimento e coalescência [44]. .....	33
Figura 3.5- Micrografia da fratura por cisalhamento [50].....	34
Figura 3.6- Desenho esquemático dos tipos de fratura dúctil típicas das operações de forjamento a frio (Adaptada de [49] e [50]). .....	35
Figura 3.7- (a) Componentes de tensão atuando sobre um elemento infinitesimal; (b) Tensor que descreve o estado de tensão [55]. .....	37
Figura 3.8- Relação entre a deformação equivalente na fratura e o fator de triaxialidade [72]. .....	40
Figura 3.9- Efeito da elevação da velocidade de deformação na curva de escoamento do aço CE45E4 esferoidizado [83].....	43
Figura 3.10- Zonas de deformação geradas durante a compressão de uma amostra cilíndrica com atrito [25]. .....	45
Figura 3.11- Efeito do atrito na deformabilidade [86].....	46
Figura 3.12 Representação esquemática do contato entre a superfície da peça e da ferramenta para valores baixos de pressão aplicada [28]. .....	46
Figura 3.13- Representação esquemática da variação do diâmetro interno de amostras do ensaio do anel após a compressão com (a) boas condições de lubrificação e (b) lubrificação deficiente.(c) Curvas de calibração do ensaio do anel para a determinação do coeficiente de atrito, $\mu$ . .....	48
Figura 3.14- Desenho esquemático de um corpo de prova submetido à carga de tração e (b) curva de escoamento típica obtida no ensaio.....	51
Figura 3.15- Resultados extraídos da curva de engenharia obtida no ensaio de tração.	52

Figura 3.16- Desenho esquemático do ensaio de compressão. ....	53
Figura 3.17 - Efeito dos sulfetos na ductilidade do aço. [109]. ....	57
Figura 3.18 - Efeito do controle da forma das inclusões no aumento da ductilidade em um aço microligado [112]. ....	58
Figura 3.19- Mecanismo sugerido para a fratura da perlita. (a) Trincas em uma lamela de carboneto; (b) zona de cisalhamento em desenvolvimento na ferrita, causando fissuras nas lamelas adjacentes; (c) e (d) formação de vazios e coalescência [114]. ....	59
Figura 3.20- Mecanismo de fratura na microestrutura (a) perlítica e (b) esferoidizada [114]. ....	60
Figura 3.21- Influência da fração volumétrica de carbonetos na ductilidade em torção de várias ligas de Fe-C [115]. ....	60
Figura 3.22- Relação entre a redução de área e o espaçamento interlamelar [116]. ....	61
Figura 3.23- Efeito do tamanho de grão na deformação na fratura de um aço Fe-Cr-Ni-N (Adaptado de [117]). ....	61
Figura 3.24- Exemplo de diagrama de deformabilidade [25]. ....	63
Figura 3.25- (a) Deformações localizadas na superfície de uma amostra cilíndrica devido ao embarrilamento; (b) Variação das deformações superficiais de acordo com a razão $h_0/d_0$ e as condições de atrito [25]. ....	64
Figura 3.26- Representação da marcação de grade para medição das deformações principais durante ensaio de compressão: (a) Condição Inicial e (b) Após compressão. ....	67
Figura 3.27- Geometrias utilizadas no ensaio e compressão para construção do diagrama de deformabilidade [25]. ....	68
Figura 3.28- Representação esquemática da superfície de fratura de amostras cilíndricas com (a) trinca oblíqua, (b) trinca longitudinal [145]. ....	70
Figura 4.1 Dimensões dos corpos de prova de tração uniaxial. ....	77
Figura 4.2 Desenho esquemático de como foi realizada a análise do efeito do encruamento na dureza do DIN 30MnVS6. ....	79
Figura 4.3 (a) Amostra cilíndrica com $h_0/d_0 = 1,5$ posicionada entre as placas planas e (b) grade de círculos marcada na superfície da amostra. ....	82
Figura 4.4 Inspeção e medição da marca de grade na superfície das amostras. (a) Amostra antes do início da compressão, (b) após incrementos de deformação e (c) no instante da detecção da fratura. ....	82
Figura 4.5 Desenho esquemático das amostras de tração. ....	84
Figura 4.6 Realização dos ensaios de tração. ....	84

Figura 4.7 Abordagem para determinação do valor de dano crítico [53].	86
Figura 5.1- Micrografias da seção transversal e longitudinal com aumento de 1000x e 500x.	87
Figura 5.2 Curva de escoamento do aço DIN 30MnVS6 obtida por ensaio de compressão.	88
Figura 5.3 Curva de engenharia do aço DIN 30MnVS6 obtida por ensaio de tração. ...	89
Figura 5.4 Curva de escoamento do aço DIN 30MnVS6 obtida por ensaio de tração...	90
Figura 5.5 Curvas de escoamento do aço DIN 30MnVS6 obtidas por ensaio de compressão e de tração.	91
Figura 5.6 Variação da dureza Rockwell C com o nível de redução em altura.	92
Figura 5.7 Distribuição da deformação equivalente, $\varphi_e$ , em amostras cilíndricas do aço DIN 30MnVS6 com diferentes reduções em altura.	93
Figura 5.8 Variação da dureza Vicker com o avanço da deformação equivalente.	93
Figura 5.9 Variação da dureza Vicker e da tensão de escoamento com o avanço da deformação equivalente.	94
Figura 5.10 Macrografia da amostra cilíndrica submetida a redução em altura de 60,30%.	95
Figura 5.11 Micrografias óticas da seção longitudinal de amostras cilíndricas submetidas a diferentes níveis de deformação.	96
Figura 5.12 Curvas de calibração do ensaio do anel para o aço DIN 30MnVS6.	97
Figura 5.13 Comparação entre o diâmetro máximo da amostra após o ensaio e a simulação numérica.	98
Figura 5.14 Comparação entre os resultados experimentais (linha contínua) e simulados (pontilhado) da evolução da força com o deslocamento.	99
Figura 5.15 Trajetórias de deformação obtidas para o aço microligado DIN 30MnVS6.	100
Figura 5.16 Efeito da variação das condições de atrito nas trajetórias de deformação do aço microligado DIN 30MnVS6.	102
Figura 5.17 Efeito da variação da relação $h_0/d_0$ de amostras cilíndricas nas trajetórias de deformação do aço microligado DIN 30MnVS6.	103
Figura 5.18 Efeito do pré-embarrelamento das amostras nas trajetórias de deformação do aço microligado DIN 30MnVS6.	104
Figura 5.19 Diagrama Limite de deformabilidade do aço microligado DIN 30MnVS6.	106

Figura 5.20 Evolução dos componentes de tensão circunferencial, $\sigma_{\theta}$ , longitudinal, $\sigma_z$ , e hidrostática, $\sigma_m$ , em função da deformação equivalente, $\varphi_{eq}$ , durante os ensaios de compressão. ....	110
Figura 5.21 Variação da tensão hidrostática durante os ensaios de compressão.....	112
Figura 5.22 Amostras de compressão após a realização dos ensaios. ....	113
Figura 5.23 Locais do início da fratura nos ensaios de tração.....	115
Figura 5.24 Amostras de tração após a realização dos ensaios. ....	116
Figura 5.25 Curvas força-deslocamento dos ensaios de tração com (a) amostra sem entalhe e (b) amostras entalhadas. ....	117
Figura 5.26 Variação do fator de triaxialidade com a deformação equivalente nos ensaios de tração de amostras (a) sem entalhe, (a) com entalhes de raio 1,5 mm; (b) 3,0 mm e (c) 6,0 mm. ....	117
Figura 5.27 Resultado da simulação numérica referente ao dano do Critério de Cockcroft-Latham para as amostras de compressão. ....	119
Figura 5.28 Valor do dano crítico C-L normalizado para as amostras de compressão. ....	119
Figura 5.29 Resultado da simulação numérica referente ao dano do Critério de Cockcroft-Latham para a amostra de tração com entalhe de raio de 3mm.....	120
Figura 5.30 Valor do dano crítico CL normalizado para as amostras de tração.....	121
Figura 5.31 Relação entre a deformação equivalente na fratura e a integral $\int_0^{\varphi_{eqf}} \eta d\varphi_{eq}$ . ....	122
Figura 5.32 Resultado da simulação numérica referente ao dano do Critério de Oyane para as amostras de compressão. ....	123
Figura 5.33 Valor do dano crítico de Oyane normalizado para as amostras de compressão. ....	123
Figura 5.34 Resultado da simulação numérica referente ao dano do Critério de Oyane para a amostra de tração com entalhe de raio de 1,5mm. ....	124
Figura 5.35 Valor do dano crítico Oyane normalizado para as amostras de tração. ....	125
Figura 5.36 Lugar geométrico de fratura do aço DIN 30MnVS6 para o critério de falha de Johnson-Cook. ....	126
Figura 5.37 Resultado da simulação numérica referente ao dano do Critério de Johnson-Cook para as amostras de compressão. ....	126
Figura 5.38 Resultado da simulação numérica referente ao dano Johnson-Cook para a amostra de tração com entalhe de raio de 6mm.....	128

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1 Efeito dos elementos microligantes nas propriedades dos aços [11].	23
Tabela 2-2 Propriedades mecânicas do aço microligado ao Vanádio 30MnVS6 [14].	24
Tabela 2-3 Composição química (% em peso) dos principais aços microligados ao Vanádio utilizados globalmente [15].	24
Tabela 3-1 Valor de interceptação da linha limite de deformabilidade no eixo das ordenadas, C, para diversos materiais.	66
Tabela 4-1 Resultado da análise química do aço DIN 30MnVS6 (% em massa).	75
Tabela 4-2 Parâmetros dos ensaios de compressão.	77
Tabela 4-3 Parâmetros utilizados no ensaio do anel.	78
Tabela 4-4 Parâmetros dos ensaios de compressão para análise do efeito do encruamento.	78
Tabela 4-5 Parâmetros dos ensaios de compressão para definição do limite de deformabilidade.	79
Tabela 4-6 Geometrias e dimensões das amostras de compressão.	80
Tabela 4-7 Amostras de tração para análise da triaxialidade da tensão positiva.	84
Tabela 5-5-1 Propriedades mecânicas do aço DIN 30MnVS6.	89
Tabela 5-5-2 Diâmetros finais das amostras.	99
Tabela 5-5-3 Equações que descrevem as trajetórias de deformação.	107
Tabela 5-5-4 Relação entre o fator de triaxialidade médio e a deformação equivalente na fratura para as amostras de tração.	118
Tabela 5-5-5 Valores de dano crítico obtidos nos ensaios de compressão.	119
Tabela 5-6 Valores de dano crítico CL obtidos nos ensaios de tração.	121
Tabela 5-7 Valores de dano crítico de Oyane obtidos nos ensaios de compressão.	123
Tabela 5-8 Valores de dano crítico de Oyane obtidos nos ensaios de tração.	124
Tabela 5-9 Parâmetros do Critério de Johnson-Cook para o DIN 30MnVS6.	125
Tabela 5-10 Discrepância, em porcentagem, entre os resultados numéricos do critério Johnson-Cook e os resultados experimentais de compressão.	127
Tabela 5-11 Discrepância, em porcentagem, entre os resultados numéricos do critério Johnson-Cook e os resultados experimentais de tração.	128

## LISTA DE SÍMBOLOS

- $A$  – Área [mm<sup>2</sup>]  
 $A_a$  – Área de contato aparente [mm<sup>2</sup>]  
 $A_{ri}$  – Área de contato real [mm<sup>2</sup>]  
 $A_0$  – Área inicial [mm<sup>2</sup>]  
 $C$  – Valor de interceptação da linha limite de deformabilidade no eixos das ordenadas  
 $C_1$  - Dano crítico do critério de Oyane [-]  
 $C_{1m}$  - Dano crítico médio do critério de Oyane [-]  
 $C_2$  - Dano crítico do critério de Johnson-Cook [-]  
 $C_{2m}$  - Dano crítico médio do critério de Johnson-Cook [-]  
 $D$  – Diâmetro [mm]  
 $D_e$  – Diâmetro externo [mm]  
 $d_0$  – Diâmetro inicial [mm]  
 $d_f$  – Diâmetro final [mm]  
 $D_i$  – Diâmetro interno [mm]  
 $d\varphi_{eq}$  – Incremento de deformação equivalente [-]  
 $d\varphi_r$  – Incremento de deformação radial [-]  
 $d\varphi_\theta$  – Incremento de deformação circunferencial [-]  
 $d\varphi_z$  – Incremento de deformação axial [-]  
 $E$  - Módulo de elasticidade ou Módulo de Young [N/mm<sup>2</sup>]  
 $F$  – Força [N]  
 $F_t$  - Força tangencial [N]  
 $h$  – Altura [mm]  
 $h_0$  – Altura inicial [mm]  
 $K$  – Coeficiente de resistência [N/mm<sup>2</sup>]  
 $k_f$  – Tensão de escoamento [N/mm<sup>2</sup>]  
 $k_{f0}$  – Tensão de escoamento para o instante onde  $\varphi=0$  [N/mm<sup>2</sup>]  
 $l$  – Comprimento [mm]  
 $l_0$  – Comprimento inicial [mm]  
 $m$  – Fator de atrito [-]  
 $n$  – Coeficiente de encruamento [-]

$nC_0$  – Dano crítico de Cockcroft-Latham normalizado [-]  
 $nC_{0m}$  – Dano crítico médio do critério de Cockcroft-Latham [-]  
 $P$  – Pressão hidrostática [N/mm<sup>2</sup>]  
 $p_r$  – Pressão real de contato [N/mm<sup>2</sup>]  
 $R$  – Redução em altura [%]  
 $R_a$  – Rugosidade média [ $\mu\text{m}$ ]  
 $R_c$  – Redução em altura crítica [%]  
 $R_m$  – Limite de resistência [N/mm<sup>2</sup>]  
 $s$  – Espessura [mm]  
 $T$  – Temperatura [°C]  
 $t$  – Tempo [t]  
 $TF$  – Temperatura de fusão [°C]  
 $V_F$  – Velocidade da ferramenta [mm/s]  
 $W_p$  – Trabalho plástico [J]

### **Símbolos Gregos:**

$\alpha$  – Inclinação da trajetória de deformação [-]  
 $\gamma$  – Deformação cisalhante [-]  
 $\Delta l$  – Variação de comprimento [mm]  
 $\varepsilon$  – Deformação relativa [%]  
 $\eta$  – Fator de triaxialidade [-]  
 $\bar{\eta}$  – Fator de triaxialidade médio [-]  
 $\lambda$  – Constante de proporcionalidade [-]  
 $\mu$  – Coeficiente de atrito [-]  
 $\sigma$  – Tensão de Engenharia [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\sigma_{ji}$  – Tensor de Tensão [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\sigma_{eq}$  – Tensão equivalente [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\sigma_m$  – Tensão hidrostática [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  – Tensões normais principais [N/mm<sup>2</sup>]

$\sigma_{\theta}$  – Tensão circunferencial [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\sigma_r$  – Tensão radial [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\sigma_z$  – Tensão axial [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\tau$  – Tensão de cisalhamento [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\tau_{m\acute{a}x.}$  – Tensão cisalhante máxima [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\tau_r$  – Tensão de cisalhamento associada ao atrito [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\tau_i$  – Resistência ao cisalhamento [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\varphi$  – Deformação verdadeira [-]  
 $\varphi_{eq}$  – Deformação equivalente [-]  
 $\varphi_{eq}^f$  – Deformação equivalente na fratura [-]  
 $\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3$  – Deformações principais [-]  
 $\varphi_{\theta}$  – Deformação circunferencial [-]  
 $\varphi_z$  – Deformação axial [-]  
 $\varphi_{\theta f}$  – Deformação circunferencial de fratura [-]  
 $\varphi_{zf}$  – Deformação axial de fratura [-]  
 $\dot{\varphi}$  – Velocidade de deformação [s<sup>-1</sup>]

## LISTA DE ABREVIACOES

AISI - *American Iron and Steel Institute*

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

CL – Critério de fratura dúctil Cockcroft-Latham

DIN - *Deutsches Institut für Normung*

FEM – Método dos Elementos Finitos

HBS – Dureza Brinell

HRC – Dureza Rockwell C

HV – Dureza Vickers

ISO - *International Organization for Standardization*

JC - Critério de fratura dúctil Johnson-Cook

SAE - *Society of Automotive Engineers*

V(C,N) – Carbonitreto de vanádio

VC – Carboneto de vanádio

VN – Nitreto de vanádio

## RESUMO

A análise da deformabilidade é um pré-requisito básico para a aplicação bem sucedida de um material em processos de forjamento a frio. Devido à natureza complexa da deformabilidade, que é influenciada por inúmeros fatores associados tanto ao material, quanto ao processo de conformação mecânica, são necessários diversos ensaios para que este parâmetro seja analisado de forma precisa. A proposta deste trabalho é estudar a deformabilidade a frio do aço microligado ao vanádio DIN 30MnVS6 a partir de um conjunto de testes selecionados cuidadosamente para avaliar a aplicabilidade deste material nos processos de forjamento a frio. Inicialmente foi realizada a análise minuciosa das características metalúrgicas e do comportamento mecânico do material. Em seguida, ensaios de tração e compressão, acompanhados pela análise numérica por elementos finitos, foram realizados para determinar os limites de deformabilidade do material através do Diagrama Limite de Deformabilidade e dos critérios de fratura dúctil de Cockcroft-Latham, de Oyane e de Johnson-Cook. Os resultados mostraram que o aço DIN 30MnVS6, apresenta deformabilidade satisfatória e, em condições controladas, pode ser aplicado na produção de componentes de alta resistência sem a necessidade de tratamentos térmicos posteriores.

**Palavras-chave:** Deformabilidade a frio; DIN 30MnVS6; Aço microligado; Forjamento a frio.

## ABSTRACT

Workability analysis is a prerequisite for the successful application of a material in cold forging processes. Due to the complexity of the workability, which is influenced by different factors associated with the material and the mechanical forming process, several tests and analyzes are necessary for this parameter to be analyzed accurately. The purpose of this work is to study the cold workability of the vanadium micro-alloyed steel to DIN 30MnVS6 from a several tests carefully selected to evaluate the applicability of material in cold forging processes. Initially, an expressive analysis of the metallurgical and mechanical characteristics. Tests of tensile and compression tests, accompanied by numerical analysis by finite elements, were performed to determine the workability limits of the material through the Fracture Forming Limit Diagram and the ductile fracture criteria of Cockcroft-Latham, Oyane and Johnson-Cook. The results have shown that DIN 30MnVS6, despite having lower workability than traditional cold-forged materials, when worked under controlled conditions, can be applied in the production of high strength components without additional heat treatments.

**Keywords:** Cold workability; DIN 30MnVS6; Microalloyed steel; Cold forging.

## 1. INTRODUÇÃO

O mercado global de produtos forjados a frio foi avaliado em 11,63 bilhões de dólares em 2017, com projeção de atingir 17,25 bilhões até 2025 [1]. O crescimento contínuo deste mercado deve-se ao fato dos processos de forjamento a frio possibilitarem a fabricação de componentes de geometrias complexas com excelentes tolerâncias e acabamento superficial em uma forma muito próxima da final (*near-net-shape*). A deformação a frio aprimora as propriedades mecânicas da peça forjada, aumentando a resistência mecânica, e, microestruturalmente, gerar uma estrutura granular orientada na direção da deformação mecânica. Estes efeitos permitem a utilização de materiais de menor custo em substituição a aços com maior porcentagem de elementos liga.

Na produção de componentes de alta resistência, o efeito do encruamento não é suficiente para que as especificações de resistência mecânica sejam alcançadas e são necessários tratamentos térmicos após o forjamento. Têmpera, revenido, martêmpera, austêmpera e tratamentos superficiais podem ser aplicados dependendo da exigência do produto [2].

Neste contexto, surgiu o interesse pela aplicação do aço microligado ao Vanádio DIN 30MnVS6 no forjamento a frio [3]. Neste aço, a adição de um pequeno teor de vanádio é capaz de fornecer uma distribuição de finos precipitados de carbonitretos que asseguram elevada resistência mecânica na condição laminada. A elevada resistência somada ao endurecimento por encruamento gerado na conformação a frio seria suficiente para que os requisitos de resistência sejam atendidos sem a necessidade de tratamentos térmicos.

Nos processos de forjamento a frio a deformação plástica e as forças necessárias para gerar a deformação são relativamente altas e há uma grande tendência a falha do material durante o processamento. Dessa forma, a aplicabilidade de um novo material na conformação a frio depende de uma análise abrangente da deformabilidade. Por se tratar de um aço de alta resistência, o estudo da deformabilidade do aço DIN 30MnVS6 é ainda mais relevante. Somente através desta investigação uma produção livre de defeitos pode ser obtida, evitando altas taxas de desperdício de matéria-prima e energia, e garantindo as vantagens da aplicação deste material no forjamento a frio.

A análise da deformabilidade é realizada através de critérios baseados em trabalhos experimentais relacionados a aplicações industriais. No forjamento a frio,

tradicionalmente, os limites de deformabilidade são estabelecidos em termos do Diagrama Limite de Deformabilidade do material e de critérios de fratura dúctil aplicados em simulações numéricas.

Destarte, o objetivo geral desta pesquisa é analisar a deformabilidade a frio do aço microligado ao Vanádio DIN 30MnVS6, sendo os objetivos específicos:

- Caracterizar o comportamento mecânico do material a temperatura ambiente;
- Estabelecer os limites de deformabilidade do DIN 30MnVS6 em termos das deformações locais, através do Diagrama Limite de Deformabilidade;
- Compreender como os estados de tensão e de deformação locais desenvolvidos durante a deformação afetam a deformabilidade;
- Definir os valores de dano crítico do aço DIN 30MnVS6 para diferentes critérios de fratura dúctil;
- Avaliar a precisão de três critérios de fratura dúctil comumente incorporados a softwares de simulação numérica na previsão de diferentes tipos de fratura;

Industrialmente, esta pesquisa torna-se relevante ao fornecer informações sobre a conformação a frio do DIN 30MnVS6, que é extremamente limitada na literatura. Ainda, este trabalho pretende produzir dados capazes de nortear a aplicação deste aço em projetos de componentes de alta resistência forjados a frio.

## 2. ESTADO ATUAL DOS CONHECIMENTOS

A literatura sobre a conformação a frio do aço DIN 30MnVS6, tema principal dessa dissertação, é restrita. Por ser utilizado quase que exclusivamente em operações de forjamento a quente, os estudos referentes a este aço limitam-se a esta aplicação. A seguir, serão abordadas as principais características e as particularidades da produção deste aço. Ainda, são expostas pesquisas referentes ao forjamento a frio do DIN 30MnVS6.

### 2.1. Aços Microligados

No final dos anos 1950, com a ampla introdução de estruturas soldadas após o fortalecimento do aço pela Segunda Guerra Mundial, o aumento do teor de carbono nos aços tornou-se praticamente proibitivo, tendo em vista o efeito prejudicial deste elemento na tenacidade e na soldabilidade. O então recente conhecimento de que o refino de grãos melhora essas duas propriedades e, ao mesmo tempo, aumenta a resistência, estimulou o desenvolvimento de novas práticas de laminação a quente e novos aços [4]. Assim surgiram os aços estruturais microligados e a laminação controlada.

Nos aços microligados, a presença de elementos microligantes e o processamento termomecânico adequado garantem que os mecanismos de endurecimento por refino de grão, precipitação e solução sólida propiciem excelente resistência mecânica, mesmo com o baixo teor de carbono e elementos de liga [5].

Elementos com forte tendência a formar nitretos e carbonetos, como Nióbio, Titânio, Molibdênio e Vanádio, são adicionados em pequenos teores aos aços microligados [6]. As interações destes elementos microligantes com C e N são capazes de fornecer, durante o processamento termomecânico adequado, uma distribuição de finos precipitados de carbonitretos que refinam o tamanho do grão e retardam a recristalização, resultando em propriedades mecânicas aprimoradas [7-10].

O efeito dos elementos microligantes nas propriedades do aço, resumido na Tabela 2-1 [11], está relacionado às diferentes solubilidades dos precipitados na austenita. Como mostra o diagrama de solubilidade da Figura 2.1, os precipitados de Ti e Nb são estáveis a altas temperaturas, permitindo o controle do tamanho de grão da austenita. Os carbonitretos de vanádio, por outro lado, dissolvem-se a baixas temperaturas de



**Tabela 2-2** Propriedades mecânicas do aço microligado ao Vanádio 30MnVS6 [14].

Tensão de escoamento, $k_f$ (MPa)	Limite de Resistência a tração, $R_m$ (MPa)	Alongamento na fratura (%)	Redução em área (%)	Dureza (HBS)
450 (mín.)	700-850	14 (mín.)	30 (mín.)	209-252

A composição química do DIN 30MnVS6 é apresentada na Tabela 2-3, juntamente com a composição dos principais aços microligados ao vanádio comercializados globalmente [15]. Entre os elementos presentes, o carbono é o que tem papel mais importante no endurecimento do material, visto que o aumento do teor deste elemento aumenta a fração volumétrica da perlita, resultando em maior resistência, mas menor tenacidade e ductilidade.

O alto nível de manganês presente no DIN 30MnVS6 tem como objetivo possibilitar o endurecimento por solução sólida e reduzir a temperatura de transformação da austenita. Os níveis de carbono e manganês podem ser otimizados para controlar a faixa de temperatura de transformação, proporcionando uma combinação aprimorada de resistência, dureza e ductilidade. A adição de enxofre é feita para melhorar a usinabilidade, além de aumentar a quantidade de ferrita intragranular, o que melhora a tenacidade [16].

**Tabela 2-3** Composição química (% em peso) dos principais aços microligados ao Vanádio utilizados globalmente [15].

Material	C	Si	Mn	P	S	V	N
30MnVS6	0,26-0,33	0,15-0,80	1,20-1,60	$\leq 0,025$	0,020-0,060	0,08-0,20	0,01-0,02
19MnVS6	0,15-0,22	0,15-0,80	1,20-1,60	$\leq 0,025$	0,020-0,060	0,08-0,20	0,01-0,02
38MnVS6	0,34-0,41	0,15-0,80	1,20-1,60	$\leq 0,025$	0,020-0,060	0,08-0,20	0,01-0,02
46MnVS6	0,42-0,49	0,15-0,80	1,20-1,60	$\leq 0,025$	0,020-0,060	0,08-0,20	0,01-0,02
46MnVS3	0,42-0,49	0,15-0,80	0,60-1,00	$\leq 0,025$	0,020-0,060	0,08-0,20	0,01-0,02

A diferença entre as solubilidades dos nitretos (VN) e carbonetos (VC) de vanádio (Figura 1.30) torna o Nitrogênio um elemento essencial em aços microligados ao Vanádio. A solubilidade muito menor de VN em relação à VC faz com que o nitrogênio determine em grande parte a densidade de precipitados presentes nestes aços e, portanto,

o grau de endurecimento por precipitação. Além disso, o nível de endurecimento por precipitação depende, fundamentalmente, do espaçamento entre as partículas. Quanto menor o espaçamento, maior o ganho de resistência. Nas reações de precipitação, o fator decisivo que minimiza o espaçamento entre as partículas é a taxa de nucleação. O nitrogênio tem um efeito significativamente positivo sobre a taxa de nucleação, justificando o significativo aumento de resistência gerado pela adição de N em aços microligados ao vanádio [17].

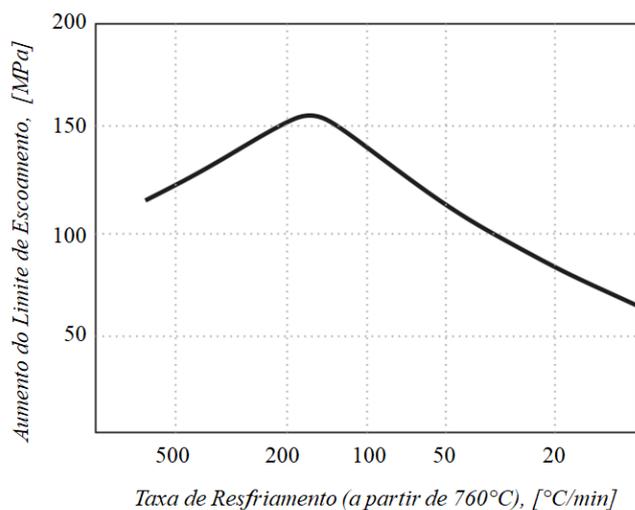
O DIN 30MnVS6 tem sido amplamente aplicado no forjamento a quente de componentes automotivos por permitir a eliminação dos tratamentos térmicos subsequentes às etapas de conformação [18]. Por meio do projeto e processamento adequados, este aço pode atingir níveis de resistência equivalentes àqueles obtidos em aços ligados forjados e tratados termicamente (temperados e revenidos). O processamento desse material ainda possui vantagens adicionais como a redução da distorção, melhor usinabilidade, propriedades mais consistentes, menor custo de material e maior produtividade [17].

Em contra ponto, as peças forjadas a quente apresentam níveis de tenacidade inferiores aos aços ligados forjados e temperados que apresentam o mesmo grau de resistência. Por esse motivo, são adequados para aplicações que não são submetidas a cargas severas de impacto, como virabrequins e bielas. A tenacidade reduzida é atribuída à microestrutura ferrítica-perlítica grosseira. Esta propriedade pode ser melhorada através do refino da perlita [17].

### **2.3. Processo de Produção do DIN 30MnVS6**

O aço DIN 30MnVS6 é fabricado através da laminação convencional. O processo gera um endurecimento por precipitação moderado e um endurecimento relativamente pequeno por refino de grãos. Como já mencionado, os carbonitreto de vanádio (V(C,N)) possuem alta solubilidade na austenita e estão dissolvidos em todas as temperaturas normais de laminação. Dessa forma, os precipitados de vanádio dificilmente afetam o processo de deformação a quente do DIN 30MnVS6, mas precipitam na ferrita durante o resfriamento, sendo muito dependentes da taxa de resfriamento para sua formação [19].

O efeito da taxa de resfriamento no limite de escoamento de um aço microligado com 0,15% V em peso é mostrado na Figura 2.2. Um nível ótimo de resistência ocorre a uma taxa de cerca de 170°C/min. Taxas de resfriamento inferiores geram precipitados grosseiros, sendo menos eficazes para o endurecimento. Em taxas de resfriamento mais altas, uma porção maior de V (CN) permanece em solução e, portanto, o endurecimento é reduzido. Para uma dada espessura de seção e meio de resfriamento, as taxas de resfriamento podem ser alteradas através da variação da temperatura antes do resfriamento. O aumento da temperatura resulta em tamanhos maiores de grãos de austenita, enquanto a diminuição da temperatura dificulta a laminação [19].



**Figura 2.2-** Efeito da taxa de resfriamento no aumento da resistência ao escoamento devido ao reforço da precipitação em um aço de 0,15% V [19].

A resistência do DIN 30MnVS6 também é afetada pelo tamanho do grão de ferrita produzido após o resfriamento a partir da temperatura de austenitização. Grãos refinados de ferrita podem ser produzidos por temperaturas mais baixas de transformação da austenita em ferrita ou pela formação de tamanhos mais finos de grãos de austenita antes da transformação. A redução da temperatura de transformação pode ser alcançada por adições de liga e/ou aumento das taxas de resfriamento. Para uma dada taxa de resfriamento, é possível obter um refino adicional do tamanho do grão de ferrita pelo refino do tamanho do grão de austenita durante a laminação [19].

## 2.4. Forjamento a Frio do DIN 30MnVS6

A conformação a frio do DIN 30MnVS6 ainda é pouco estudada, contudo a possibilidade da obtenção de produtos de elevada resistência sem a necessidade de tratamentos térmicos, reduzindo o tempo e os custos de fabricação, tornaram esta abordagem atrativa. HASSMANN (2016) e MAIA et al. (2018) analisaram a aplicabilidade do aço microligado na produção de parafusos da Classe de Resistência 8.8.

Os parafusos são designados por classes de resistência estabelecidas por normas internacionais [21,22]. Parafusos da Classe de Resistência 8.8 são comumente utilizados pela indústria automobilística. Para alcançar os requisitos de resistência, estes fixadores geralmente são produzidos a partir de aços médio carbono ou aços ligados submetidos aos tratamentos térmicos de têmpera e revenido após as operações de conformação mecânica [23].

HASSMANN comparou o desempenho de parafusos produzidos a partir do forjamento a frio do aço DIN 30MnVS6, com fixadores fabricados no aço SAE 10B22 aplicado à rota tradicionalmente utilizada na produção de parafusos da Classe 8.8. Os parafusos produzidos a partir do aço microligado, mesmo sem passar por nenhum tratamento térmico, apresentaram resistência superior aos fabricados no aço SAE 10B22. Após a conformação o DIN 30MnVS6 apresentou limite de escoamento e resistência a tração de 952 MPa e 968 MPa, respectivamente. As cargas dinâmicas suportadas pelo aço microligado durante ensaio de resistência a fadiga, também tiveram um desempenho superior ao do aço ao boro analisado. Ainda segundo HASSMANN, em comparação a rota de produção tradicional, o forjamento a frio do DIN 30MnVS6 possibilita a redução dos custos de produção em até 59% devido a supressão dos tratamentos térmicos [2].

MAIA et al. corroborou os resultados apresentados por HASSMANN, comparando o desempenho do DIN 30MnVS6 forjado a frio com o do aço SAE 10B30, outro aço ao boro comumente utilizado na produção de parafusos Classe 8.8. O aço microligado ao vanádio forjado a frio atendeu a todos os requisitos de resistência e dureza estabelecidos pela Norma ISO 898-1. Quando comparado ao método convencional de produção, o forjamento a frio do aço DIN 30MnVS6 ainda apresentou as seguintes vantagens [20]:

- Redução do tempo de fabricação;
- Produção mais limpa e ecológica;

- Eliminação dos processos de tratamento térmico (têmpera e revenido);
- Eliminação do risco de descarbonetação;
- Eliminação do risco de formação de ferrita delta;

Entre os possíveis problemas da aplicação do DIN 30MnVS6 no forjamento a frio, MAIA e HASSMANN destacam o aumento das forças de conformação. Devido à elevada resistência inicial do aço microligado, as forças de forjamento são praticamente o dobro daquelas necessárias para a conformação de aços comumente empregados no forjamento a frio. Ainda, como ocorre no forjamento a quente, a tenacidade do produto final é um dos pontos críticos do emprego do aço microligado ao vanádio no forjamento a frio, o tornando ideal para aplicações em que não sejam exigidos requisitos elevados de resistência ao impacto [2,20].

### **3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

O estudo da deformabilidade envolve a análise completa dos parâmetros do processo de conformação mecânica, bem como das características do material de trabalho. As relações complexas entre todos estes fatores definem se uma operação de conformação pode ser realizada com sucesso.

Com o objetivo de expor os conceitos necessários para que a complexidade da deformabilidade seja compreendida, inicialmente serão descritos, brevemente, os fundamentos teóricos dos processos de conformação mecânica e das características metalúrgicas do material que afetam a deformabilidade.

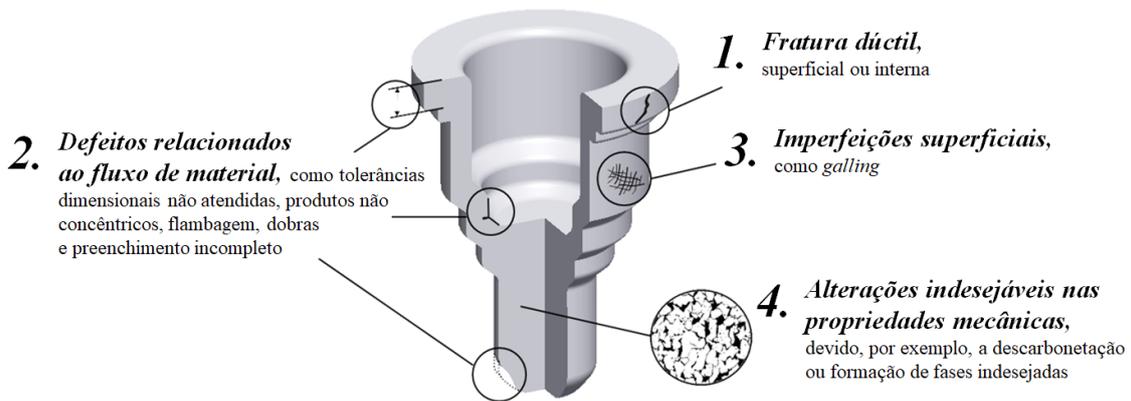
Posteriormente, serão apresentados os principais critérios utilizados na análise da deformabilidade em operações de forjamento a frio. Além do Diagrama Limite de Deformabilidade, três critérios de fratura dúctil serão abordados.

#### **3.1. Deformabilidade a Frio dos Materiais**

Em um processo de fabricação é fundamental que o projeto garanta que a peça seja obtida livre de defeitos. Nos processos de conformação mecânica, é habitual associar a falha durante o processamento exclusivamente às características do material de trabalho. A ductilidade do material certamente é importante, contudo, o insucesso de um processamento mecânico não depende apenas deste aspecto e, sim, de inúmeros fatores. Os estados de tensão e de deformação desenvolvidos no processo, a velocidade de deformação e a temperatura, em combinação com as características do material, tais como, inclusões e tamanho de grão são alguns desses fatores [24]. O controle destes parâmetros, produzindo condições seguras de processamento, está associado ao que chamamos de deformabilidade.

A deformabilidade pode ser definida como a capacidade de um material ser deformado, em um processo de conformação específico, sem a ocorrência de defeitos. É considerada defeito, qualquer instabilidade que acarrete na distribuição desigual e inaceitável das propriedades da peça, fazendo com que o produto não esteja em conformidade com as especificações do projeto.

Diversas classificações dos defeitos que limitam a deformabilidade nos processos de conformação a frio foram elaboradas [25-26]. Uma síntese destas classificações, concentrando-se nos defeitos relacionados ao material de trabalho no forjamento a frio, é mostrada na Figura 3.1.



**Figura 3.1** Principais defeitos que limitam a deformabilidade em processos de forjamento a frio.

Na análise da deformabilidade o tipo de defeito que impede que as exigências do projeto sejam alcançadas deve ser especificado. Devido ao número extenso de parâmetros que afeta a deformabilidade, um mesmo material pode apresentar elevada deformabilidade com relação à fratura dúctil, mas baixa deformabilidade com relação ao *galling*, por exemplo. Este comportamento ainda pode ser alterado dependendo do tipo de operação de conformação realizada.

Apesar do número amplo de defeitos que podem surgir durante o processamento mecânico do material, na maioria dos processos de conformação mecânica, a deformabilidade é limitada pela ocorrência de fratura dúctil [28]. No trabalho a frio, em que a ductilidade do material é consideravelmente reduzida, estes defeitos são ainda mais frequentes, tornando a fratura dúctil o critério de deformabilidade mais relevante e estudado [29]. Portanto, a análise da deformabilidade realizada neste trabalho será focada neste defeito.

### 3.2. Fratura Dúctil

A fratura dúctil tornou-se um problema desafiador aos engenheiros desde a revolução industrial, quando teve início o uso disseminado de vários aços e ligas estruturais. A aplicação de ligas metálicas na construção civil e em diversos outros campos de engenharia tornou a previsão da fratura um grande desafio, especialmente em setores em que a ocorrência deste defeito poderia resultar em vítimas fatais [30].

Em aplicações industriais de conformação mecânica não é diferente. Produtos semi-acabados passam por diversas operações em que grandes deformações são impostas e a fratura não é desejável. Por outro lado, a ocorrência de fratura dúctil pode ser uma parte inerente do processo, como em operações de corte e usinagem, que dizem respeito à separação de peças pelo início e propagação de trincas [31].

A fratura é a separação de um corpo sólido em duas ou mais partes, sob a ação de uma tensão. Quando essa fragmentação é acompanhada por significativa deformação plástica e quantidade de energia dissipada, a fratura é denominada dúctil. Esta se desenvolve de forma relativamente lenta à medida que uma trinca estável se propaga como resultado de intensa deformação plástica junto à ponta da trinca [25]. A Figura 3.2 mostra os comportamentos diferentes de materiais que apresentam fratura dúctil e frágil [32].

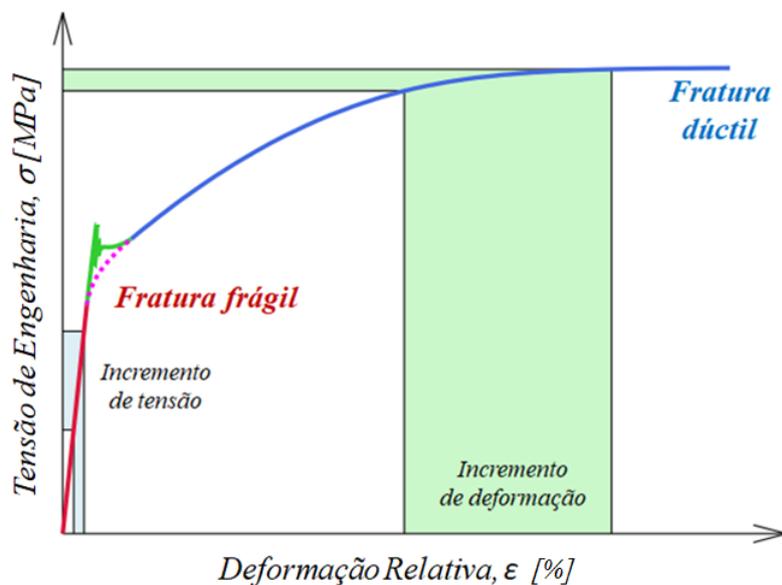
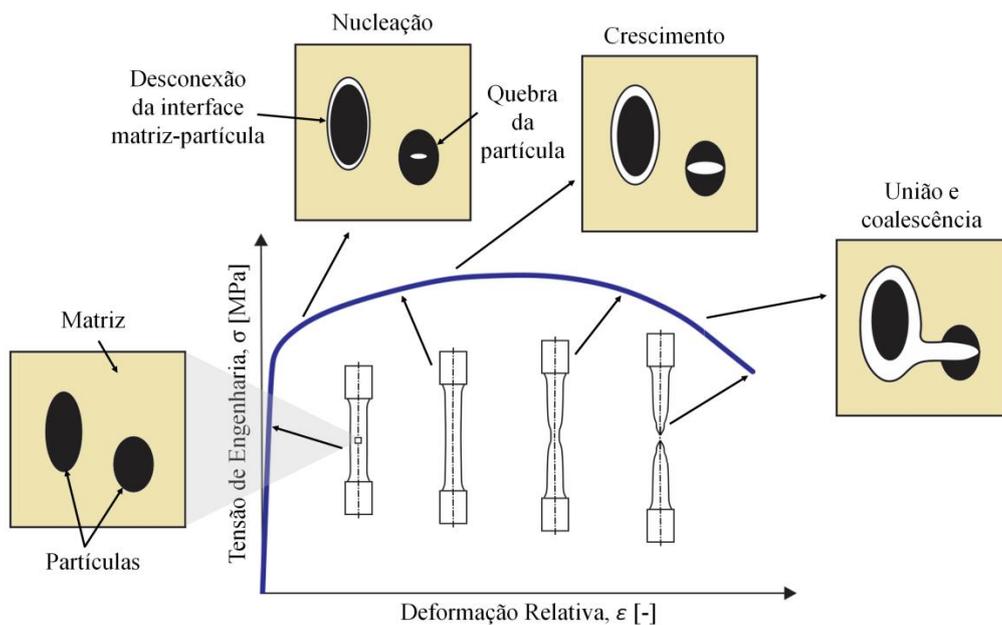


Figura 3.2 Comportamento distinto entre fratura dúctil e frágil [30].

### 3.2.1. Aspectos Microscópicos da Fratura Dúctil

O mecanismo de fratura dúctil e os fenômenos microscópicos que ocorrem durante a separação do material dependem diretamente das tensões impostas pelo processo de conformação. Geralmente, considera-se que a fratura dúctil é o modo de falha no qual vazios, já existentes no material ou nucleados durante a deformação, crescem até se unirem ou coalescerem para formar um caminho de fratura contínuo [33]. Este mecanismo de fratura, característico de estados de tensão trativos, tem sido amplamente estudado, contudo não é o único possível. Em estados de tensão compressivos a denominada fratura por cisalhamento ocorre e apresenta características distintas. Ainda é possível que os dois modos de falha ocorram simultaneamente, gerando uma fratura mista.

Em um estado de tensão fundamentalmente de tração, o mecanismo de fratura dúctil baseia-se na nucleação, crescimento e coalescência de vazios [34]. Quando o movimento de discordâncias, que caracteriza a deformação plástica dos metais, é retido próximo a inclusões ou partículas de segunda fase localizados em regiões submetidas a deformações plásticas severas poderá ocorrer a nucleação de um microvazio e, a partir dele, a ruptura irreversível das ligações atômicas do material. A Figura 3.3 mostra as etapas que caracterizam este mecanismo de fratura dúctil.

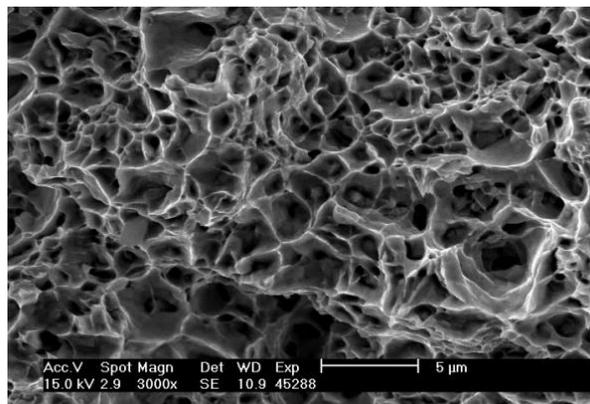


**Figura 3.3** Etapas que caracterizam a fratura dúctil em triaxialidades positivas (Adaptada de [30]).

Os vazios, que são a fonte básica deste tipo de fratura dúctil, se formam preferencialmente junto a inclusões e partículas de segunda fase [40]. TIPPER (1948) mostrou que os vazios são iniciados pela desconexão da matriz a partir de inclusões não metálicas [36]. Posteriormente, PUTTICK (1959) constatou que o início dos vazios também pode ocorrer pela fratura de inclusões [37]. Em ambos os casos, vários fatores influenciam as condições necessárias para que a nucleação de vazios ocorra: tamanho de partícula, sua orientação (se não for equiaxial) estado de tensão, força da ligação entre a partícula e a matriz, resistência da matriz e fração volumétrica de partículas [33].

A nucleação de vazios também pode ocorrer sem estar associada a partículas, mesmo que isso seja menos frequente. VAN STONE et al. (1973), THOMPSON e WILLIAMS (1978), e posteriormente NIEH e NIX (1980) observaram a nucleação de vazios em limites de grãos. A nucleação de vazios nos limites entre fases foi relatada em aços bifásicos [42].

Microscopicamente, devido à física da sua formação, a fratura dúctil em estados de tensão positivos (tração) é caracterizada por superfícies ásperas e ondulações, conforme mostra a Figura 3.4. Este aspecto de fratura é gerado por segmentos dos vazios que se fundiram para produzir o caminho da fratura [33]. Esses segmentos foram denominados *dimples* por PLATEAU et al. (1957) [43].

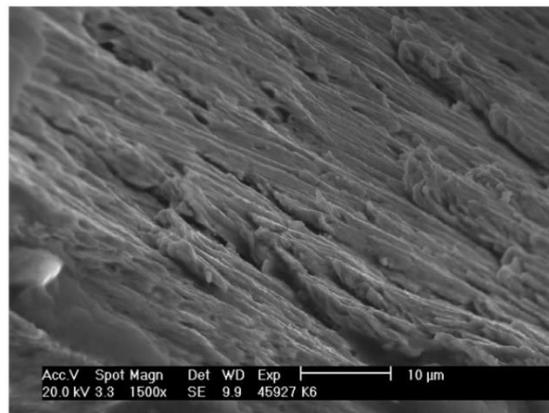


**Figura 3.4** Micrografia do mecanismo de fratura dúctil por nucleação de vazios, crescimento e coalescência [44].

A fratura dúctil em estados de tensão compressivos ainda é pouco estudada e o conhecimento dos fenômenos físicos que caracterizam este modo de fratura é muito limitado. Este tipo de fratura pode ser verificado em ensaios de compressão de amostras

cilíndricas e é conhecido como “fratura por cisalhamento”, apesar de não ocorrer exclusivamente devido ao cisalhamento [45]. A superfície da fratura deste tipo de defeito é mostrada na Figura 3.5.

Para BAO (1993), o aspecto microscópico deste tipo de fratura, caracterizado por uma superfície relativamente plana, diferente do aspecto observado na fratura associada à nucleação, crescimento e coalescência de vazios, revela que a formação de trincas nestas condições se estabelece por um mecanismo de falha diferente. Segundo BAO, este tipo de trinca é relativamente suave e passa pela matriz em vez de estar associada a partículas ou à desconexão da interface matriz-partícula. Para BAO, uma possível razão para esse tipo de fratura é a falha do material ao longo de planos de deslizamento compactos mais próximos [45].

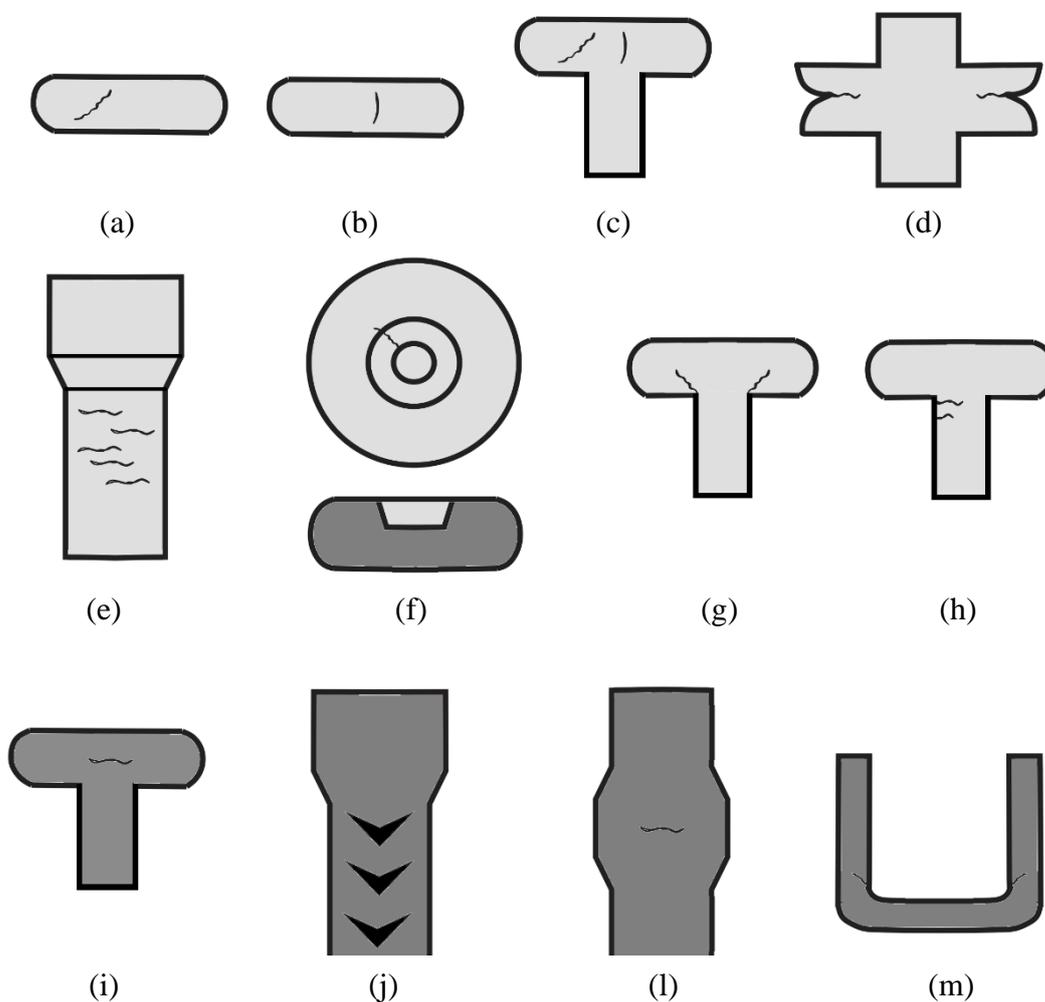


**Figura 3.5** Micrografia da fratura por cisalhamento [50].

Contudo, para YANSHAN et. al (2018) este modo de fratura é causado pela ligação por cisalhamento de vazios. A fratura se desenvolve com os vazios se ligando na direção da maior tensão de cisalhamento e devido ao estado de tensão compressivo, os vazios são menores do que aqueles observados em estado de tensão trativos. Nesse caso, a fração de volume vazio não seria a chave para o início da fratura dúctil, mas sim a fração de área vazia em um plano específico ao longo da maior tensão de cisalhamento. Dessa forma, o aspecto da fratura observado na Figura 2.5 seria distinto daquele obtido em estados de tensão de tração devido a muitos vazios serem “apagados” pelo contato e pelo atrito entre duas superfícies de fratura [46].

### 3.2.2. Fratura Dúctil no Forjamento a Frio

No forjamento a frio, embora não seja o único defeito de importância, a fratura dúctil é o defeito mais estudado e, na maioria dos casos, é o único reconhecido como defeito. Uma classificação dos tipos de trincas é sugerida na literatura [47], sendo a fratura dúctil dividida em três grupos: trincas na superfície livre, trincas na superfície em contato com a ferramenta, e trincas internas. A Figura 3.6 mostra esquematicamente alguns exemplos desses defeitos [48].



**Figura 3.6** Desenho esquemático dos tipos de fratura dúctil típicas das operações de forjamento a frio (Adaptada de [49] e [50]).

As trincas (a), (b), (c) e (d) da Figura 3.6 são exemplos de fraturas na superfície livre. Elas podem ocorrer durante operações de recalque, prensagem e extrusão radial em que tensões de tração desenvolvem-se na superfície livre em expansão podendo levar à fratura prematura [51]. Dependendo das condições de atrito na interface peça-ferramenta e da geometria inicial da amostra, as trincas podem ser longitudinais, oblíquas ou mistas, que correspondem a uma combinação da trinca longitudinal e da trinca oblíqua.

Fraturas que ocorrem na superfície em contato com as ferramentas, quando há restrição ao escoamento do material, comuns em processos como extrusão inversa e prensagem, são ilustradas pelas trincas em (e), (f), (g) e (h) da Figura 3.6. A seleção adequada dos parâmetros geométricos das ferramentas, como diâmetro, altura e conicidade do punção, por exemplo, podem evitar a formação destas trincas. Uma descrição mais detalhada desse tipo de defeito pode ser encontrada nas referências [52, 53].

Exemplos de defeitos internos são representados pelas trincas (i), (j), (l) e (m) da Figura 3.6. Estes defeitos ocorrem quando deformações severas e tensões de tração ocorrem no centro da geratriz. Tensões residuais e térmicas geradas após a deformação severa também podem causar ruptura interna. Um exemplo típico deste tipo de defeito é a fratura interna que pode ocorrer no processo de extrusão, conhecida como *chevron*, Figura 3.6 (j). Este defeito é causado por tensões de tração que se desenvolvem devido a deformações não homogêneas na seção transversal da peça [48].

### 3.3. Parâmetros que Influenciam a Deformabilidade

É habitual associar a ocorrência de defeitos exclusivamente a fatores ligados ao material, contudo a viabilidade de uma operação de forjamento a frio depende também do processo. Assim, a deformabilidade pode ser expressa da seguinte forma [25]:

$$\text{Deformabilidade} = f_1 (\text{material}) \cdot f_2 (\text{processo}) \quad (\text{Equação 3.1})$$

Onde  $f_1$  e  $f_2$  são, respectivamente, funções da ductilidade do material e dos estados de tensão e deformação desenvolvidos no processo.

Diante disso, nas próximas seções os parâmetros dos processos de conformação mecânica e as características metalúrgicas dos aços que afetam a deformabilidade a frio serão apresentados.

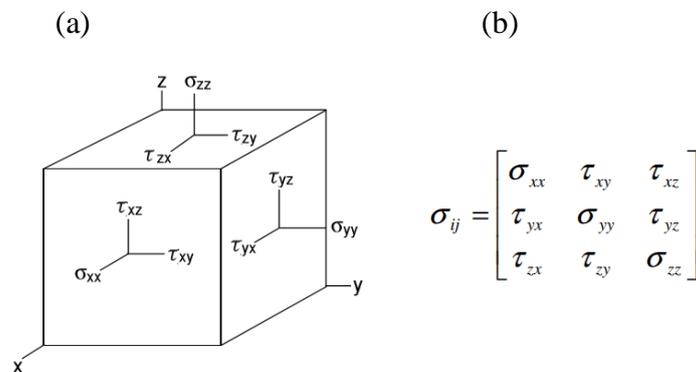
### 3.4. Tensões

Em um domínio uniaxial a tensão é expressa pela razão entre a força aplicada (F) e a unidade de área (A), conforme a equação 3.2:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (\text{Equação 3.2})$$

Os processos de conformação mecânica, contudo, induzem tensões em mais de uma única direção e diferentes estados de tensão podem existir dependendo das condições de carregamento e de contorno. Estes estados de tensão podem ser apresentados na forma de uma matriz, comumente conhecida como tensor de tensão, apresentado na Figura 3.8.

O tensor, designado como  $\sigma_{ij}$ , é constituído de 3 tensões normais principais e 6 tensões de cisalhamento. Para um estado de tensão geral, há um conjunto de eixos das coordenadas ao longo dos quais as tensões de cisalhamento desaparecem. As tensões normais ao longo desses eixos,  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  e  $\sigma_3$ , são denominadas tensões principais. Por convenção,  $\sigma_1$  é a tensão normal principal, algebricamente maior, e  $\sigma_3$  é a tensão normal principal, algebricamente menor [54].



**Figura 3.7** (a) Componentes de tensão atuando sobre um elemento infinitesimal; (b) Tensor que descreve o estado de tensão [55].

O tensor pode ser decomposto em um tensor hidrostático ou de tensões médias e em um tensor desviador. O tensor de tensão hidrostático ou médio envolve somente tração ou compressão pura, enquanto o tensor desviador representa a tensão cisalhante no estado de tensões total [56].

### 3.4.1 Tensão Hidrostática

A componente hidrostática do tensor de tensão produz apenas variações volumétricas elásticas, não causando deformação plástica. Embora a tensão de escoamento seja independente da tensão hidrostática, a deformação de fratura é fortemente influenciada por esta componente, tornando-a um parâmetro importante na análise da deformabilidade.

O componente médio ou hidrostático, geralmente representado por  $\sigma_m$ , é definido por:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (\text{Equação 3.3})$$

Onde  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  e  $\sigma_3$  representam as tensões normais principais.

A pressão hidrostática, P, definida como a tensão que causa as alterações volumétricas em um sólido, apenas redimensionando e não alterando a forma do volume, é dada por [57]:

$$P = -\sigma_m \quad (\text{Equação 3.4})$$

Diversos estudos têm abordado o papel do estado de tensão na deformabilidade [56-63]. Foi demonstrado que na conformação sob tensão compressiva deformações significativamente mais altas podem ser alcançadas antes da fratura, em comparação a processos dominados por tensões de tração. Ou seja, para um determinado material, temperatura e velocidade de deformação, quanto maior a tensão média ou hidrostática compressiva, melhor a deformabilidade de um material [25]. Mesmo materiais frágeis podem ser significativamente deformados plasticamente se a pressão hidrostática for suficientemente alta. Por exemplo, um material pode ter uma baixa deformabilidade para uma determinada operação de conformação, onde a pressão hidrostática média é baixa, no entanto, se for empregado em um processo diferente, no

qual a pressão hidrostática média é maior, o mesmo material poderá ser consideravelmente deformado [66].

Tensões hidrostáticas de compressão dificultam e podem até mesmo impedir a propagação de microtrincas. OSAKADA et al. (1977) realizaram testes de tração e torção em ferro puro e cinco tipos de aços carbono simples sob várias pressões hidrostáticas. Foi demonstrado que a deformação na qual os vazios são nucleados, dando início a propagação de trincas no material, é significativamente ampliada conforme a pressão hidrostática aumenta [67,68].

FRENCH et al. (1973) analisaram o efeito da pressão hidrostática na fratura do latão- $\beta$  e do latão- $\alpha$  submetidos a tração. Verificou-se que para um determinado nível de pressão hidrostática, que depende do material, a deformação na fratura aumenta linearmente com o aumento da pressão hidrostática devido à supressão da nucleação e do crescimento de vazios [69,70]. CHEN (1961), por outro lado, apresentou evidências que sugerem que a tensão hidrostática influencia apenas o crescimento e não a nucleação de vazios [71].

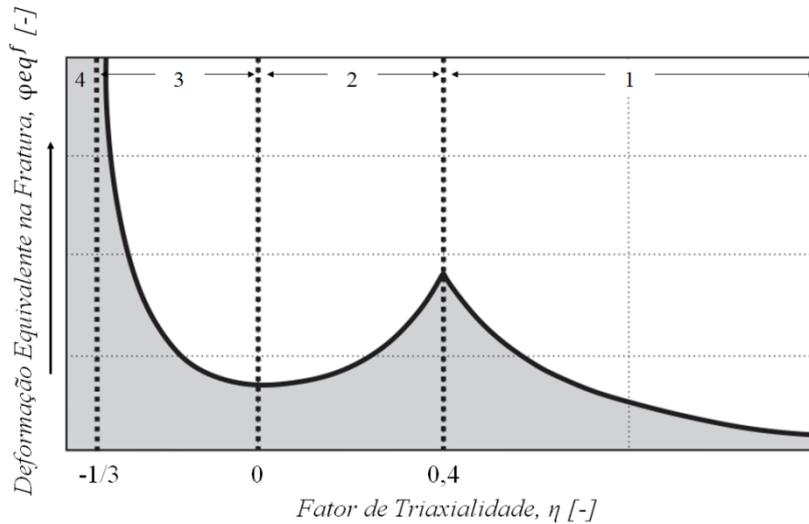
### 3.4.2 Fator de Triaxialidade

A tensão hidrostática não é o único parâmetro utilizado para caracterizar o estado de tensão em um corpo submetido à deformação plástica. O fator de triaxialidade,  $\eta$ , tem sido amplamente estudado, principalmente para análise do efeito dos estados de tensão na fratura de materiais dúcteis. Este parâmetro relaciona a tensão hidrostática,  $\sigma_m$ , com a tensão equivalente de von Mises,  $\sigma_{eq.}$ , expresso por:

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq.}} \quad (\text{Equação 3.5})$$

Os estudos sobre o efeito do fator de triaxialidade na deformabilidade foram restritos, por muito tempo, principalmente, ao regime de alta triaxialidade, através de ensaios de tração de amostras entalhadas, e triaxialidades negativas, mediante ensaios de compressão. Por este motivo, inicialmente acreditou-se que a relação entre o fator de triaxialidade e a deformação equivalente na fratura fosse monotônica, com a deformação equivalente na fratura crescendo com a redução de  $\eta$ . Contudo, BAO e WIERZBICKI

(2004) desenvolveram novos projetos de amostras para uma ampla faixa de triaxialidades ( $-1/3 \leq \eta \leq 0,95$ ) e verificaram que a relação entre a deformação equivalente na fratura e fator de triaxialidade é mais complexa, como mostra a Figura 3.8.



**Figura 3.8** Relação entre a deformação equivalente na fratura e o fator de triaxialidade [72].

É evidente que a deformação equivalente na fratura varia significativamente com o fator de triaxialidade. O modo como a falha do material ocorre também depende diretamente deste parâmetro [72-77]. Dessa forma, considerando estes dois aspectos, o estado de tensão geralmente é dividido em 4 faixas de triaxialidades:

1. *Triaxialidades elevadas* ( $1/3 < \eta < \infty$ ):

A cima de  $\eta=1/3$  a deformação equivalente na fratura diminui com o aumento do fator de triaxialidade. O estudo deste faixa de triaxialidades é realizado através de ensaios de tração em amostras entalhadas, em que a falha ocorre principalmente pela nucleação, crescimento e coalescência vazios. O valor de  $\eta=1/3$  que limita esta faixa pode ser alterada dependendo do material. BAO e WIERZBICKI (2004) definiram o limite inferior da faixa de tensões elevadas como sendo igual a 0,4 para a liga de alumínio 2024-T351 [72].

2. *Triaxialidades intermediárias* ( $0 < \eta < 1/3$ ):

Nesta faixa, a deformação equivalente na fratura aumenta com a elevação de  $\eta$ , atingindo um pico no fator de triaxialidade correspondente ao teste de tração uniaxial. Este estado de tensão é muito popular em vários processos, especialmente na

conformação de chapas, no corte, na usinagem e na perfuração [78]. Nestas condições, a fratura pode se desenvolver como uma combinação dos mecanismos de cisalhamento e nucleação, crescimento e coalescimento de vazios.

3. *Triaxialidades negativas* ( $-1/3 < \eta \leq 0$ ):

Nesta faixa de triaxialidades, estudada através de ensaios de compressão, a deformação equivalente na fratura diminui com o aumento de  $\eta$ , atingindo um valor mínimo em  $\eta=0$ , que corresponde ao cisalhamento puro. O dano nesta faixa  $\eta$  é de particular interesse uma vez que a maior parte dos processos de conformação mecânica, como laminação, forjamento e extrusão, envolve tensões hidrostáticas negativas [78]. Supõe-se que nesta faixa de  $\eta$  a falha seja causada pelo mecanismo de cisalhamento.

4. *Triaxialidades menores que -0,33* ( $-1/3 < \eta \leq 0$ ):

Para triaxialidades inferiores à -0,33 assume-se que a fratura não ocorre independentemente da magnitude da deformação equivalente. Esta faixa de estados de tensão tem sido foco de diversos estudos experimentais que mostraram que o valor de corte de -0,33 pode variar de acordo com o material [79-81]

### 3.4.3 Teoria de Escoamento de von Mises

Um dos aspectos mais relevantes da teoria da plasticidade é o estabelecimento das condições em que o escoamento plástico do material inicia. Na carga uniaxial, como em um teste de tração, o início da deformação plástica macroscópica ocorre na tensão de escoamento,  $k_f$ . Para estados de tensão mais complexos, foram criados critérios empíricos para a definição do início da deformação plástica. Estes critérios correlacionam o início do escoamento plástico com uma combinação particular das tensões principais, definida como tensão equivalente,  $\sigma_{eq}$  [82].

Dentre os diversos critérios de escoamento que foram propostos até o momento, o Critério de von Mises se aproxima mais de resultados práticos. Adicionalmente, a Teoria de von Mises ainda apresenta vantagens por não depender do sinal das tensões individuais e não ser necessário o conhecimento de quais são as maiores

e as menores tensões principais [87]. O Critério de von Mises considera todas as tensões que atuam no corpo submetido a deformação e pode ser expresso da seguinte forma:

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \quad (\text{Equação 3.6})$$

A deformação plástica terá início quando as diferenças entre as tensões principais dadas pelo lado direito da equação 3.6 excederem a tensão de escoamento  $k_f$ .

### 3.5. Deformações

Para investigar o escoamento plástico quantitativamente, é necessário definir as deformações. A deformação é definida em termos da variação nas dimensões de uma linha no corpo deformado. A deformação relativa,  $\varepsilon$ , é expressa por:

$$\varepsilon = \frac{l-l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (\text{Equação 3.7})$$

Para grandes deformações, como as que ocorrem no forjamento, normalmente aplica-se o conceito de deformação verdadeira ou logarítmica,  $\varphi$ :

$$\varphi = \ln \frac{l}{l_0} \quad (\text{Equação 3.8})$$

A deformação verdadeira e a deformação relativa são facilmente relacionadas por:

$$\varphi = \ln (\varepsilon + 1) \quad (\text{Equação 3.9})$$

Na análise da deformabilidade, geralmente, utiliza-se o conceito de deformação equivalente,  $\varphi_{eq}$ , dada por:

$$\varphi_{eq} = \left[ \frac{2}{3} (\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \varphi_3^2) \right]^{1/2} \quad (\text{Equação 3.10})$$

Onde  $\varphi_1$ ,  $\varphi_2$  e  $\varphi_3$  são as deformações verdadeiras, definidas pela equação 3.8, nas três direções principais.

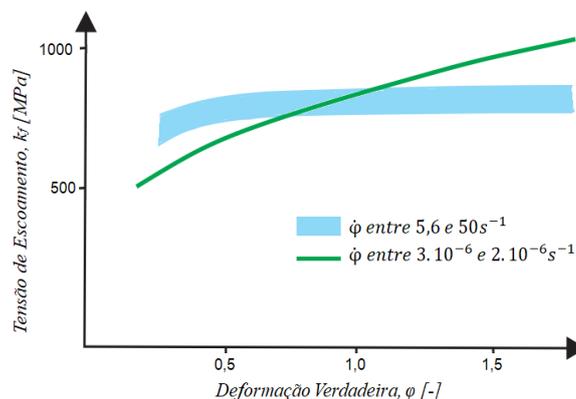
### 3.6. Velocidade de Deformação

A velocidade de deformação,  $\dot{\varphi}$ , é definida como a variação da deformação verdadeira,  $\varphi$ , em função do tempo,  $t$ . Se considerarmos um cilindro de altura,  $h$ , comprimido por ferramentas planas a uma velocidade de ferramenta,  $V_F$ , a velocidade de deformação é dada por [55]:

$$\dot{\varphi} = \frac{d\varphi}{dt} = \frac{dh}{h} \frac{1}{dt} = \frac{V_F}{h} \quad (\text{Equação 3.11})$$

O efeito da velocidade de deformação na deformabilidade depende significativamente das propriedades do material de trabalho. Em materiais sensíveis à velocidade de deformação, o aumento deste parâmetro eleva o nível de tensão necessária para que o material seja deformado plasticamente. Este efeito pode resultar em falhas devido ao aumento da resistência do material (encruamento).

Em materiais com valores baixos de condutividade térmica e calor específico, elevadas velocidades de deformação podem aumentar a temperatura do material de trabalho devido ao aquecimento adiabático [2]. Nestes casos os mecanismos de recuperação tornem-se efetivos durante a deformação, reduzindo o efeito do encruamento, como pode ser visto na Figura 3.9 [83]. Este efeito pode resultar em deformação instável, dando origem a deformações localizadas ou bandas de cisalhamento.



**Figura 3.9** Efeito da elevação da velocidade de deformação na curva de escoamento do aço CE45E4 esferoidizado [83].

Apesar destes efeitos deletérios à deformabilidade, o aumento da velocidade de deformação também apresenta um efeito benéfico, uma vez que melhora a lubrificação na interface ferramenta-metal, desde que a película lubrificante possa ser mantida [25].

### 3.7. Atrito

O atrito é um fenômeno físico que surge nas interfaces onde há movimento relativo entre o material e as ferramentas, sendo extremamente importante no trabalho mecânico dos metais [28]. Além de aumentar as forças de deformação, o atrito em excesso gera tensões elevadas tanto na peça quanto nas ferramentas, podendo limitar a deformabilidade de várias formas.

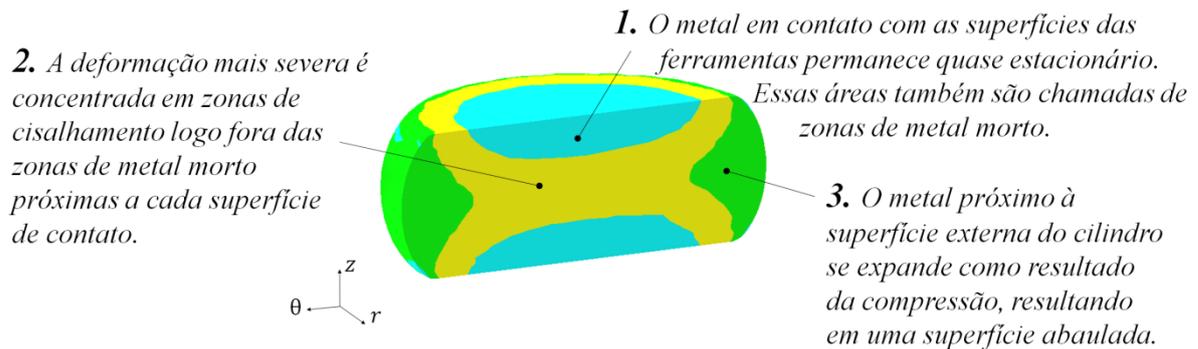
A lubrificação inadequada pode acarretar na ruptura e no surgimento de trincas de forma prematura, impedindo que a deformação desejada seja alcançada. Além disso, o atrito elevado pode gerar diversos problemas associados ao acabamento superficial do produto, como a transferência de material da peça para as ferramentas, denominado *pickup* e a soldagem a frio localizada entre a ferramenta e a peça, denominada *galling*. O atrito elevado ainda intensifica o desgaste das ferramentas devido ao aumento das tensões interfaciais [56].

No forjamento a frio de aços, condições tribológicas extremas são desenvolvidas. A expansão da superfície pode atingir valores até 3000%, a pressão normal na interface da ferramenta pode chegar a 2500 MPa e a temperatura média da ferramenta pode atingir até 600°C [84]. Nestes processos, o controle do atrito e a otimização do sistema de lubrificação tornam-se ainda mais importantes para garantir a produção livre de defeitos. Revisões completas sobre o atrito e a lubrificação em operações de forjamento a frio podem ser encontradas em [84, 85].

Do ponto de vista da fratura dúctil, o efeito do atrito pode ser observado analisando-se um ensaio de compressão com atrito. Durante a compressão de uma amostra cilíndrica entre matrizes planas o atrito restringe o escoamento radial do material na interface ferramentas-amostra. Na altura média da amostra, por outro lado, o material escoava livremente gerando uma superfície protuberante, conforme mostrado no corpo de prova na Figura 3.10. Esse abaulamento resulta no desenvolvimento de tensões de tração na direção circunferencial do cilindro. Nos casos de embarrilamento severo, a tensão axial

na superfície em expansão também pode se tornar de tração. O estado de tensão resultante na superfície do cilindro, predominantemente de tração, gera condições para que a fratura prematura do material ocorra.

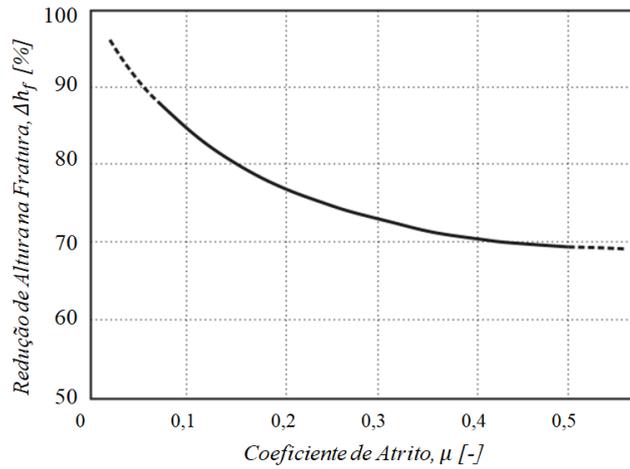
Durante a compressão, o atrito ainda gera uma distribuição não homogênea da deformação no material, formando três zonas de deformação distintas na seção longitudinal, conforme mostrado na Figura 3.10 [25].



**Figura 3.10** Zonas de deformação geradas durante a compressão de uma amostra cilíndrica com atrito [25].

Durante a compressão, a região de metal não-deformado criada próxima às superfícies das ferramentas (Figura 3.10) pode se aproximar e até mesmo se sobrepor, causando um acréscimo na força necessária para gerar um dado incremento de deformação. Assim, na compressão de amostras cilíndricas, para um diâmetro inicial fixo,  $d_0$ , quanto menor a altura inicial,  $h_0$ , maior será a força axial necessária para produzir a mesma redução em altura devido à região não-deformada relativamente maior. Por esta razão, uma das maneiras comumente utilizadas para minimizar a deformação não uniforme e o embarrilamento é utilizar um valor alto de  $h_0/d_0$  [56].

KOBAYASHI (1970) analisou o efeito do atrito na deformabilidade através da compressão de amostras cilíndricas do aço SAE 1040 em diferentes condições de atrito. Como mostra a Figura 3.11, conforme o coeficiente de atrito aumentou a redução em altura que o material suporta sem a ocorrência de trincas foi significativamente reduzida [86].

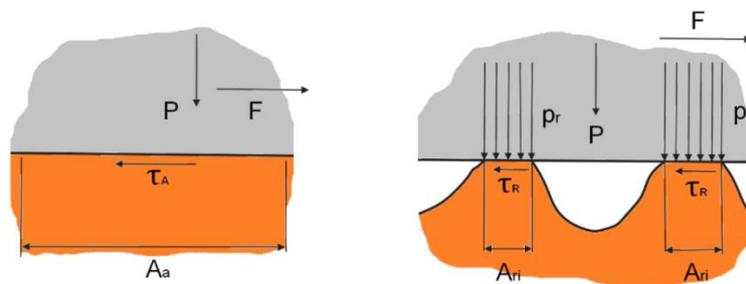


**Figura 3.11** Efeito do atrito na deformabilidade [86].

### 3.7.1 Coeficiente de Atrito

Por se tratar de um fenômeno de extrema relevância nas operações que envolvem deformação plástica, foram desenvolvidos parâmetros para quantificar o atrito. A maioria das análises dos processos de conformação mecânica tem sido realizada usando-se o coeficiente de atrito,  $\mu$  [56].

O coeficiente de atrito,  $\mu$ , expressa de forma adequada o atrito quando a carga normal entre as superfícies em contato é relativamente baixa. Nestas condições o contato efetua-se ao nível das asperezas, isto é, o contato é limitado aos picos mais elevados que definem a rugosidade da superfície. Esta situação é ilustrada pela Figura 3.12, que apresenta a observação microscópica de duas superfícies em contato, sujeitas a uma carga normal,  $P$  [28].



**Figura 3.12** Representação esquemática do contato entre a superfície da peça e da ferramenta para valores baixos de pressão aplicada [28].

É possível verificar que a área real de contato,  $A_r$ , é menor do que aquela aparente,  $A_a$ . Assim, a dimensão da área real de contato entre as asperezas,  $A_{ri}$ , está diretamente relacionada com o valor da carga aplicada entre as duas superfícies que pode ser expressa através de:

$$P = \sum_i p_r A_{ri} \quad (\text{Equação 3.12})$$

Onde  $p_r$  representa a pressão real de contato entre as asperezas.

O escoamento lateral do metal, impulsionado pela aplicação da carga normal de contato, ocasiona o surgimento de tensões cisalhantes nas superfícies da ferramenta em contato com a peça. Este cisalhamento superficial opõe-se ao movimento, assim, a força tangencial,  $F_t$ , necessária para superar a restrição gerada pelo atrito e promover o movimento relativo entre as superfícies dependerá não somente da área real de contato, mas também da tensão de cisalhamento associada ao atrito,  $\tau_r$ , sendo expressa por [28]:

$$F_t = \sum_i \tau_r A_{ri} \quad (\text{Equação 3.13})$$

Na teoria de Amonton-Coulomb relativa a mecânica do contato entre corpos sólidos, o coeficiente de atrito,  $\mu$ , é definido como o quociente entre a força tangencial e a força normal aplicada. Assim, o parâmetro é independente das áreas real e aparente de contato, sendo única e exclusivamente proporcional às forças aplicadas e, conseqüentemente, as tensões desenvolvidas entre as duas superfícies, como mostra a equação [28]:

$$\mu = \frac{F_t}{P} = \frac{\sum_i \tau_r A_{ri}}{\sum_i p_r A_{ri}} = \frac{\tau_r}{p_r} \quad (\text{Equação 3.14})$$

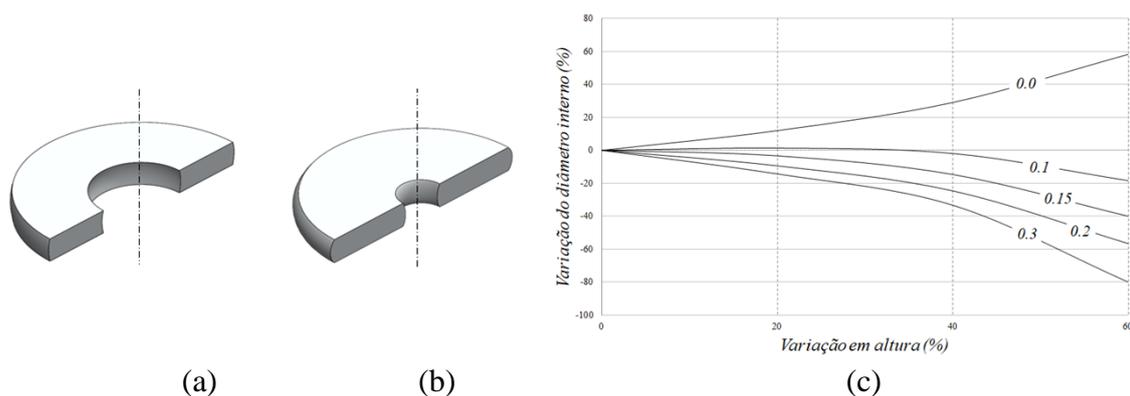
Visto que teoria da plasticidade estipula que a tensão de cisalhamento devido ao atrito pode ser no máximo igual à tensão limite de escoamento em cisalhamento,  $k$ , para níveis elevados de pressão de contato a proporcionalidade entre a tensão de cisalhamento e a pressão normal de contato não é mais válida e o coeficiente de atrito não representa de forma eficaz as condições de atrito desenvolvidas, ficando restrito ao intervalo  $0 < \mu \leq 1/\sqrt{3}$ .

### 3.7.2 Ensaio do Anel

Existem diversas abordagens para a definição de  $\mu$  nos processos de conformação mecânica. Uma técnica particularmente útil e amplamente divulgada é o ensaio do anel [87]. Este teste baseia-se na compressão axial de anéis com uma relação entre as dimensões do diâmetro externo,  $D_e$ , diâmetro interno,  $D_i$ , e espessura,  $s$ , de 6:3:2. As condições de atrito são determinadas medindo-se a percentagem de variação no diâmetro interno do anel para diferentes níveis de redução em altura da amostra.

Para condições ideais de lubrificação, quando não existe atrito, o anel expande-se uniformemente e o material movimenta-se radialmente, como mostra a Figura 3.13(a). Conforme o atrito aumenta, para uma mesma redução em altura, o diâmetro interno do anel tem sua expansão restringida até que, para valores mais elevados de atrito, o diâmetro interno,  $D_i$ , decresce, conforme mostra a Figura 3.13(b).

Curvas de calibração que relacionam a variação do diâmetro interno, a redução em altura, e  $\mu$  podem ser calculadas através da análise analítica de Avitzur. A Figura 3.13(c) mostra uma curva de calibração típica. Atualmente, as curvas de calibração são rapidamente construídas a partir de softwares de simulação numérica, através de diversas simulações do processo de compressão do anel, onde são variados os níveis de deformação em altura e os valores do coeficiente de atrito,  $\mu$ .



**Figura 3.13** Representação esquemática da variação do diâmetro interno de amostras do ensaio do anel após a compressão com (a) boas condições de lubrificação e (b) lubrificação deficiente. (c) Curvas de calibração do ensaio do anel para a determinação do coeficiente de atrito,  $\mu$ .

A quantificação do atrito não só auxilia na definição do melhor lubrificante a ser empregado, bem como, é importante para prever os efeitos deletérios do atrito nos processos de conformação. Definido  $\mu$ , este é inserido nos softwares de simulação, caracterizando as condições de atrito e permitindo a previsão de importantes parâmetros desenvolvidos no processo, como forças e distribuição de tensões que são amplamente influenciadas pelo atrito.

### **3.8. Tensão de Escoamento**

Para entender como as tensões envolvidas nos processos de conformação afetam a deformabilidade é necessário a definição do conceito de tensão de escoamento. Quando as tensões atuantes sobre um metal, em condições de carregamento uniaxial, atingem um determinado valor conhecido como tensão ou resistência ao escoamento,  $k_f$ , tem-se o início do escoamento ou deformação plástica do material.

Este valor de tensão é influenciado por diversos fatores associados ao processo de deformação, como a deformação,  $\varphi$ , a velocidade de deformação,  $\dot{\varphi}$  e a temperatura, T, e fatores relacionados ao material, como a composição química, microestrutura, segregação e histórico de deformação.

De um modo geral, qualquer fator, esteja ele associado ao material ou ao processo, que aumente a tensão de escoamento do metal de trabalho tem efeito negativo sobre a deformabilidade. A tensão de escoamento determina quais tensões devem ser geradas no material, para que a deformação plástica se instale e possa ser mantida. Dessa forma, a elevação de  $k_f$  gera uma redução da deformabilidade do material, uma vez que para maiores resistências, as tensões necessárias para a fratura são alcançadas mais cedo. A tensão de escoamento ainda determina, em conjunto com a geometria da peça e as condições de atrito, as tensões que atuam nas ferramentas. Materiais com tensão de escoamento e coeficiente de encruamento elevados impõem maiores esforços nas ferramentas podendo limitar a complexidade geométrica da peça, já que elementos complexos levam a um aumento da tensão, podendo exceder a resistência do material da ferramenta.

Através da curva de escoamento, que relaciona a tensão de escoamento com a deformação verdadeira, é possível estabelecer parâmetros importantes dos processos de conformação mecânica como força, energia e potência, além das distribuições de tensões, deformações e temperaturas. Dessa forma, as curvas de escoamento são indispensáveis no planejamento dos processos de fabricação e, atualmente, são inseridos em programas de simulação numérica que permitem a otimização desses processos [88].

A influência da temperatura na tensão de escoamento pode ser negligenciada em operações a frio que são realizadas a velocidades baixas, uma vez que o aumento de temperatura é pequeno. Para essas condições, devido à forma convexa da curva de escoamento, a tensão de escoamento,  $k_f$ , em função da deformação verdadeira,  $\varphi$ , pode ser representada pela Equação de Hollomon, dada por [89]:

$$k_f = K \cdot \varphi^n \quad (\text{Equação 3.15})$$

Onde K é o coeficiente de resistência, que depende do material e das condições de ensaio, e n é o coeficiente de encruamento do material. Para a grande maioria dos metais o valor de n varia entre 0,1 e 0,5.

As curvas de escoamento são determinadas por ensaios mecânicos. A escolha apropriada do método de teste depende do processo de conformação a ser simulado, os comumente empregados são o de tração, o de compressão e o de torção [90].

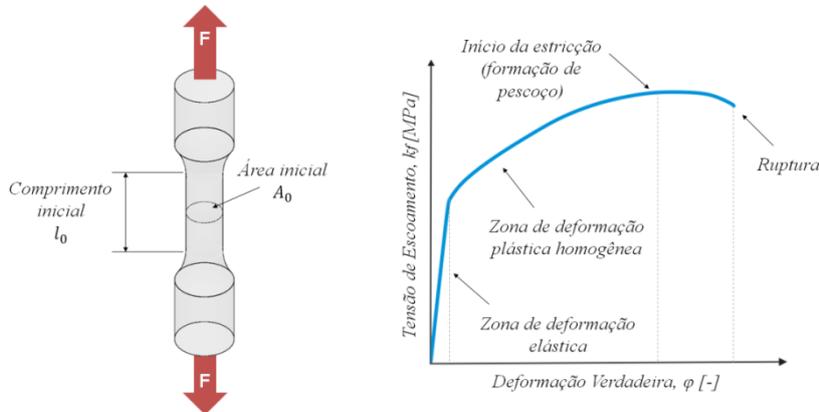
### 3.8.1 Ensaio de Tração

O ensaio de tração consiste em submeter um corpo de prova, como o apresentado na Figura 3.14, a uma carga de tração continuamente crescente, com velocidade constante, até que se atinja a fratura. Durante o ensaio registra-se a variação do comprimento na zona de referência do corpo de prova (seção transversal reduzida e uniforme) e a variação da força, F. Com estes dados são calculadas a tensão de escoamento  $k_f$  e a deformação verdadeira,  $\varphi$ , a partir das equações:

$$k_f = \frac{F}{A} \quad (\text{Equação 3.16})$$

$$\varphi = \ln \frac{l}{l_0} \quad (\text{Equação 3.17})$$

Onde  $l_0$  e  $l$  são o comprimento de referência inicial e instantâneo do corpo de prova, e  $A$  é a área de seção transversal instantânea da amostra.



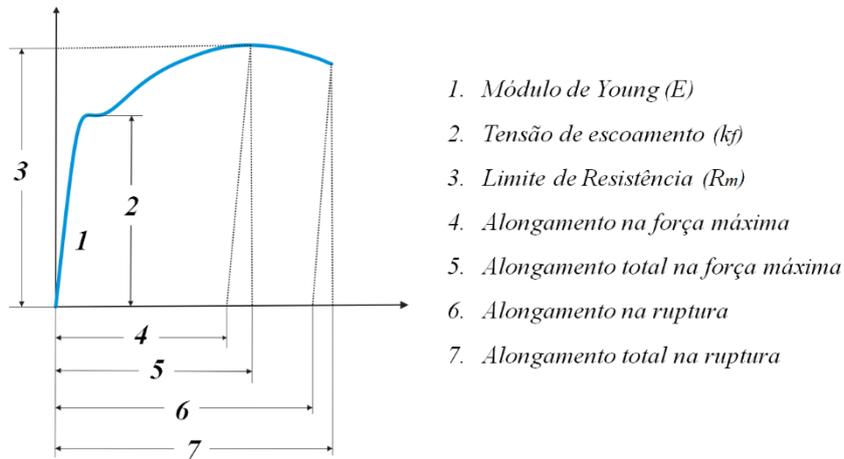
**Figura 3.14** Desenho esquemático de um corpo de prova submetido à carga de tração e (b) curva de escoamento típica obtida no ensaio.

A extensão da deformação no teste é limitada pela formação de uma região de pescoço na amostra (estricção) que introduz um estado de tensão triaxial à tração e leva à fratura. Assim, o teste possibilita resultados confiáveis apenas para baixas deformações [25]. Para a maioria dos metais, a deformação uniforme que precede a estricção raramente excede uma deformação verdadeira de 0,5 [91]. Se resultados para níveis superiores de deformação forem necessários, frequentemente, os dados são extrapolados, representando uma possível fonte de erros.

O teste de tração é amplamente utilizado para determinar as propriedades mecânicas que são de extrema importância na elaboração de projetos e no controle de especificações de matéria prima. Alguns dos principais resultados do ensaio estão ilustrados na Figura 3.15 que mostra um exemplo típico de diagrama de engenharia.

O diagrama de engenharia é a forma de representação dos resultados de testes de tração em que as medidas de força são convertidas em tensão de engenharia,  $\sigma$ , e o deslocamento é convertido na deformação relativa,  $\varepsilon$  (Equação 3.8). A tensão de engenharia,  $\sigma$ , é baseada na área inicial da seção transversal da amostra,  $A_0$ , antes da aplicação da carga e é dada por:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (\text{Equação 3.18})$$



**Figura 3.15** Resultados extraídos da curva de engenharia obtida no ensaio de tração.

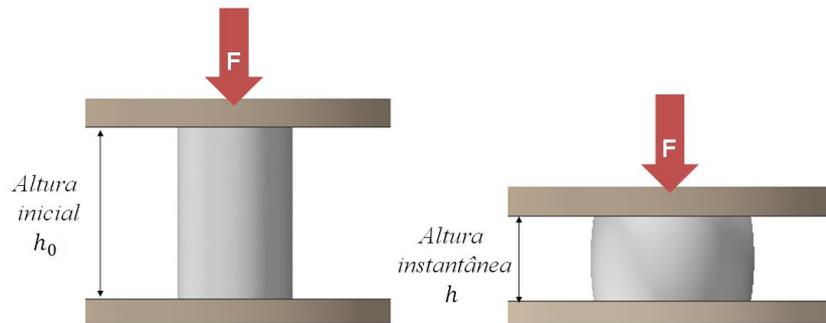
Apesar do alongamento uniforme, alongamento total e a redução de área na fratura (Figura 3.15) serem frequentemente usados como índices de ductilidade, a utilidade do teste de tração para avaliar a deformabilidade é limitada. Isso se deve a ocorrência da estricção, que dificulta o controle da velocidade de deformação e leva a incertezas sobre o valor da deformação na fratura devido às tensões complexas resultantes da estricção.

### 2.8.2 Ensaio de Compressão

O ensaio de compressão para construção da curva de escoamento consiste na aplicação de uma força axial compressiva uniformemente distribuída em toda a seção transversal de um corpo de prova cilíndrico, sendo registrada durante o ensaio, simultaneamente, a variação no comprimento como função da carga aplicada. Através destes dados, a tensão de escoamento,  $k_f$ , é definida a partir da equação 3.16, enquanto a deformação verdadeira,  $\varphi$ , é calculada por:

$$\varphi = \ln \frac{h}{h_0} \quad (\text{Equação 3.19})$$

Onde  $h_0$  e  $h$  são a altura inicial e instantânea do corpo de prova, como mostra a Figura 3.16.



**Figura 3.16** Desenho esquemático do ensaio de compressão.

Além da curva de escoamento, o ensaio de compressão também fornece resultados importantes referentes à deformabilidade. A redução em altura em que a fratura da amostra é detectada, denominada redução crítica,  $R_c$ , é comumente utilizada como limite de deformabilidade [2].

O ensaio de compressão uniaxial apresenta duas vantagens importantes: As tensões envolvidas no ensaio têm a mesma natureza das tensões desenvolvidas na maioria dos processos tecnológicos, em que estados de tensão são basicamente compressivos; e, são obtidos resultados confiáveis para níveis elevados de deformação, uma vez que não há a limitação gerada pela estricção [92]. Para materiais dúcteis, as curvas obtidas por compressão uniaxial podem se estender para deformações superiores a 2,0 [56].

Por outro lado, o ensaio apresenta como limitação importante: o efeito do atrito gerado nas interfaces de contato entre a amostra e as matrizes planas de compressão. Além de dificultar a manutenção da compressão homogênea ao gerar o embarrilamento da amostra, o atrito causa o acréscimo da força necessária para gerar um dado incremento de deformação alterando a curva de escoamento. Por este motivo, além da lubrificação, outras práticas foram desenvolvidas para tentar reduzir o efeito do atrito. SIEBEL e POMP [93] propuseram deformar a amostra entre cones para evitar o embarrilamento. No entanto, apesar de eliminar o embarrilamento, o método gera uma distribuição de tensões não uniforme durante o ensaio.

Outra abordagem consiste na usinagem de ranhuras concêntricas nas faces das amostras de forma que o lubrificante seja retido [94-97]. A realização dos testes de compressão em incrementos de deformação permitindo a troca de lubrificantes nos intervalos também é uma técnica que pode reduzir o efeito do atrito [97].

A intensidade do efeito do atrito e do embarrilamento da amostra durante a compressão é fortemente influenciada pela relação entre as dimensões iniciais do cilindro. Baseado neste conceito, o método de extrapolação para eliminação do efeito do atrito na curva de escoamento tem sido empregado [98-100]. No método, cilindros com diferentes razões entre a altura e diâmetro inicial ( $h_0/d_0$ ) são comprimidos e diferentes relações entre a tensão de escoamento,  $k_f$ , e a deformação verdadeira,  $\varphi$ , são obtidas. Estes resultados são relacionados com a razão entre as dimensões finais das amostras para que o efeito do atrito seja removido e a curva de escoamento do material seja construída de forma precisa.

### **3.9.Fatores Metalúrgicos dos Aços**

O ciclo de produção dos aços, incluindo as diversas etapas de conformação para melhoria da qualidade interna e da superfície, pode introduzir, no material, descontinuidades prejudiciais a deformabilidade. Imperfeições como segregação e porosidade são defeitos em potencial e, uma vez presentes nos lingotes, podem ser passados para a forma forjada ou acarretar a fratura prematura durante o processamento [25].

Para possuir uma boa deformabilidade o material deve apresentar uma distribuição uniforme das propriedades mecânicas. Contudo, na prática, as propriedades do material não são distribuídas uniformemente ao longo do *billet*. As propriedades mecânicas variam ao longo da seção transversal, geralmente, como resultado do processo de fabricação, consequência da segregação de elementos de liga ou impurezas.

As etapas de tratamento térmico que precedem a conformação mecânica também podem prejudicar a qualidade do material. Um exemplo é a descarbonetação da camada superficial gerada pelo contato do material com atmosferas oxidantes durante o aquecimento [2].

Todos estes aspectos podem afetar a deformabilidade do material. Além disso, as propriedades relativas à ductilidade do material ainda dependem, fundamentalmente, da composição química, da microestrutura e do conteúdo de inclusões do aço.

### 3.9.1 Composição Química

A composição química de um aço deve, em conjunto com o tratamento térmico, garantir as propriedades exigidas durante o seu processamento e aplicação final. No forjamento a frio, o material é submetido à extensa deformação plástica e a composição química deve ser adequada para garantir, especialmente, ductilidade satisfatória. Além disso, o efeito da composição na curva de escoamento, principalmente no limite de escoamento e no coeficiente de encruamento, é de extrema relevância do ponto de vista da deformabilidade. Diante disso, a seguir é apresentada uma breve síntese do efeito dos principais elementos presentes nos aços na deformabilidade.

Um maior teor de liga, geralmente, reduz a ductilidade dos aços. Para garantir uma boa deformabilidade, o teor de carbono deve ser mantido baixo, uma vez que este elemento aumenta fortemente a tensão de escoamento e o coeficiente de encruamento. Em teores de carbono entre 0,40 e 0,55 existe uma maior tendência à segregação central, favorecendo a formação de trincas internas. Elementos de liga com forte tendência a segregação, como S, Mn ou Mo também favorecem este fenômeno [2].

Os elementos Si, Mg, Ni, Mo e P também aumentam significativamente a tensão de escoamento e o coeficiente de encruamento. Os teores destes elementos devem ser mantidos o mais baixo possível, para garantir ao material boa ductilidade.

O S tem um fraco efeito sobre a tensão de escoamento e o coeficiente de encruamento do aço resfriado ao ar devido a sua ligação com manganês. Por outro lado, devido à formação de inclusões de MnS, ele tem um efeito negativo muito forte no limite de compressão. O S ainda melhora a usinabilidade, reduzindo o desgaste das ferramentas de alta velocidade e melhorando o acabamento superficial.

O efeito do Cr na tensão de escoamento e no coeficiente de encruamento é pouco expressivo em aços recozidos e um pouco maior em aços resfriados ao ar. Em comparação com outros elementos de liga, como Mn, Mo ou Ni, o Cr é menos prejudicial ou pode até mesmo ser benéfico a deformabilidade.

Além de aumentar a tensão de escoamento e o coeficiente de encruamento, o N pode gerar o envelhecimento por deformação a temperaturas entre 150 e 300°C, que podem ser alcançadas durante o forjamento a frio, aumentando ainda mais a resistência mecânica do aço. Por estes motivos, o conteúdo de N em solução deve ser mantido baixo, ligando-o a elementos formadores de nitretos, como Al, V, Ti e Nb.

O teor de B nos aços geralmente não ultrapassa 0,003, não apresentando, na prática, efeito sobre a resistência mecânica do metal. Este elemento, capaz de aprimorar a temperabilidade dos aços, também pode afetar a ductilidade. Quando se liga ao N para formar grandes partículas de nitretos, o boro pode ser significativamente prejudicial à ductilidade do material. Além disso, a resistência ao crescimento dos grãos é enfraquecida, uma vez que há menos N livre para formar finos nitretos e impedir o movimento dos limites dos grãos.

Elementos residuais como Cu, Ni, Mo, individualmente, pouco afetam as propriedades do aço, no entanto, a soma dos seus efeitos pode aumentar significativamente a resistência da matriz de ferrita por solução sólida [2].

### **3.9.2 Conteúdo de Inclusões**

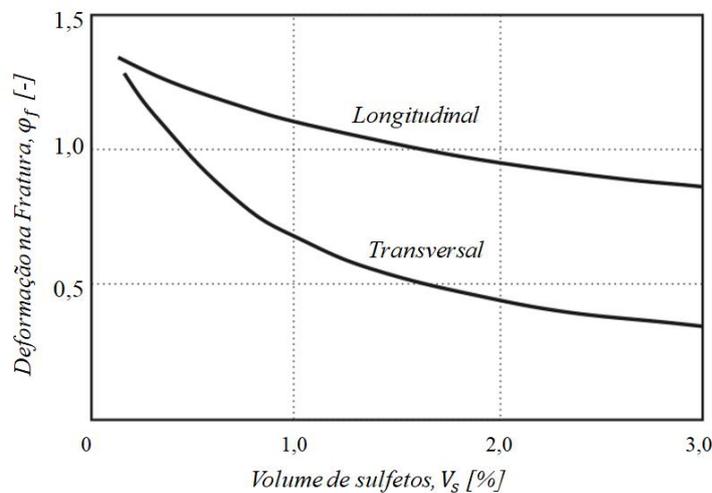
Como discutido na seção 3.2.1, a fratura dúctil se inicia com a nucleação de vazios, geralmente, junto a partículas de segunda fase. Devido à grande diferença na resistência mecânica entre inclusões não-metálicas e a matriz do aço, a maioria das falhas inicia-se nestas partículas [101-105]. Assim, embora tenha praticamente nenhum efeito na resistência dos aços, a fração volumétrica e à morfologia das inclusões afetam significativamente a ductilidade, particularmente, na direção transversal [106,107].

As inclusões não metálicas presentes nos aços comerciais podem ser classificadas em três grupos [106]:

1. Inclusões macroscópicas de origem exógena e com tamanho superior a várias centenas de  $\mu\text{m}$ .
2. Inclusões microscopicamente pequenas com tamanho de até  $100\mu\text{m}$ .
3. Inclusões de tamanho submicroscópico, como óxidos esféricos.

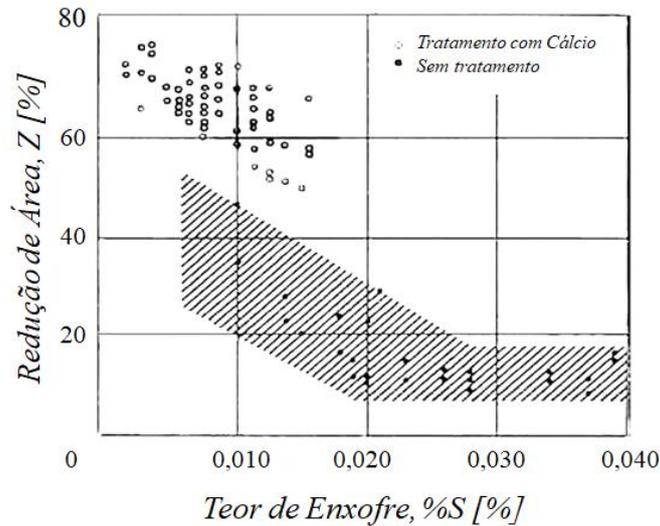
As inclusões pertencentes às classes 2 e 3 são as predominantes em aços comerciais. A ductilidade do aço é influenciada principalmente por inclusões da classe 2, especialmente, por longarinas de MnS e silicatos. COX e LOW (1974) investigaram a influência do tamanho das partículas de MnS no aço AISI 4340 na nucleação de vazios e verificaram que a nucleação de vazios no aço de alta pureza, com menor tamanho médio de inclusão, ocorreu em deformações mais altas [108].

Durante a laminação a quente, inclusões como sulfetos e silicatos, tendem a se alongar na direção da deformação [3]. Como resultado, as propriedades mecânicas dos aços podem variar significativamente de acordo com a direção da sollicitação, efeito conhecido como anisotropia. A anisotropia gerada por inclusões alongadas reduz a resistência à fratura, a tenacidade e a ductilidade dos aços na direção normal a deformação [2]. O efeito das inclusões na ductilidade dos aços pode ser visto na Figura 3.17. É possível observar que a deformação na fratura durante testes de tração é consideravelmente menor na direção transversal devido à presença de inclusões alongadas.



**Figura 3.17** Efeito dos sulfetos na ductilidade do aço. [109].

A ductilidade pode ser significativamente melhorada através do controle da morfologia das inclusões. Dependendo do material e das técnicas de pós-processamento empregadas, as inclusões de MnS se transformam em formas globulares ou de placas [110,111]. A adição de pequenas quantidades de Ca, Ti ou terras raras garantem uma ductilidade melhorada aos aços, como mostra a Figura 3.18. Estes elementos reagem com o S e formam inclusões duras que permanecem esféricas durante o trabalho mecânico. Se o custo adicional for justificado, técnicas para redução do conteúdo de inclusão ainda podem ser adotadas, como dessulfuração ou refusão a vácuo.



**Figura 3.18** Efeito do controle da forma das inclusões no aumento da ductilidade em um aço microligado [112].

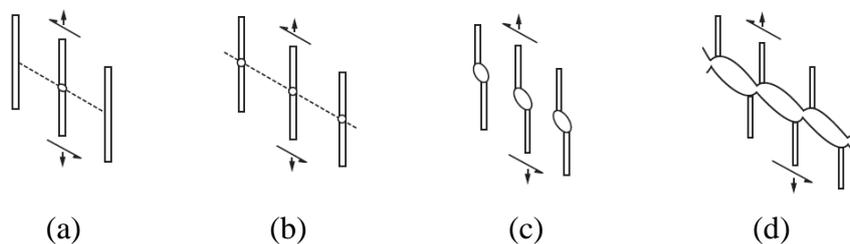
### 3.9.3 Microestrutura

Aços resfriados lentamente apresentam uma microestrutura constituída de carbonetos distribuídos em uma matriz ferrítica. A fração volumétrica, morfologia e distribuição dos carbonetos na ferrita tem um efeito significativo na deformabilidade. Carbonetos esferoidizados propiciam uma deformabilidade melhorada, sendo a condição mais utilizada em operações de conformação a frio. Carbonetos lamelares, em comparação, geram um ganho de resistência. Este ganho de resistência é observado através de um aumento significativamente maior na resistência máxima do que na resistência ao escoamento, evidenciando que a presença de perlita aumenta o coeficiente de encruamento do aço [113].

A ductilidade diminui sistematicamente com o aumento do conteúdo de perlita devido à fragilidade das lamelas de carbonetos duros em comparação com a matriz ferrítica. A facilidade da fratura das lamelas, em comparação a matriz ferrítica, pode resultar no desenvolvimento de uma série de vazios, mesmo em deformações relativamente pequenas. Se o comportamento geral do aço é frágil ou dúctil depende da resposta da matriz de ferrita a essas microfissuras. Esta resposta depende da temperatura e da velocidade de deformação, que, em conjunto, determinam a capacidade do aço a ceder a concentrações de tensão localizadas [113].

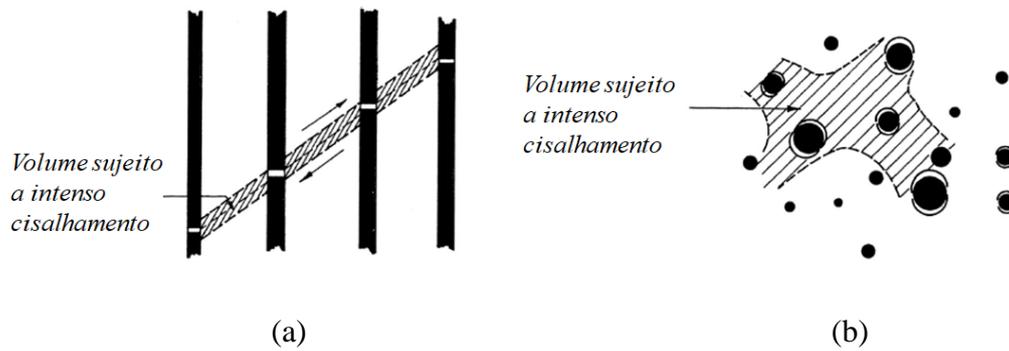
O efeito da morfologia das partículas na deformabilidade pode ser entendido através da forma distinta como o mecanismo de fratura dúctil se desenvolve na estrutura lamelar e esferoidizada. Na microestrutura perlítica (Figura 3.19), inicialmente, uma trinca é formada em uma lamela de carboneto paralelo a direção da tensão de tração. Em seguida, trincas se formam nas lamelas de carboneto adjacentes devido à deformação das lamelas de ferrita. Finalmente, uma zona de cisalhamento concentrada a cerca de 50° do eixo de tração causa a fissuração das lamelas de carbonetos e de ferrita adjacentes. Os vazios crescem e coalescem para formar a fratura dúctil [113].

Por outro lado, quando os carbonetos estão esferoidizados, a fissuração dos carbonetos é muito mais difícil e a ductilidade aumenta. A fissuração de carbonetos esferoidizados é mais difícil porque as discordâncias na matriz ferrítica podem contorná-los mais facilmente do que os carbonetos em forma de lamelas e, dessa maneira, evitar que se desenvolvam altas tensões por empilhamentos de discordâncias. Além disso, a tensão produzida nas partículas esféricas é menor do que nos carbonetos lamelares, uma vez que a área de contato entre carbonetos esferoidizados e a matriz é menor [113].



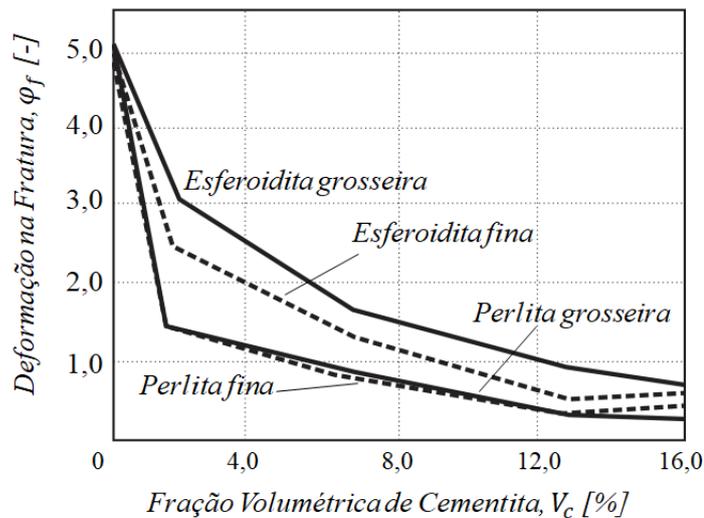
**Figura 3.19** Mecanismo sugerido para a fratura da perlita. (a) Trincas em uma lamela de carboneto; (b) zona de cisalhamento em desenvolvimento na ferrita, causando fissuras nas lamelas adjacentes; (c) e (d) formação de vazios e coalescência [114].

A resposta distinta das microestruturas perlítica e esferoidizada ao carregamento mecânico pode ser observada esquematicamente na Figura 3.20. Na microestrutura perlítica, a deformação das lamelas de ferrita é localizada em uma faixa de cisalhamento e a deformação necessária para que as trincas coalesçam é pequena. Na microestrutura esferoidizada, a deformação da matriz de ferrita torna-se localizada somente após grande deformação e o nível de deformação necessário para coalescer os vazios é grande.



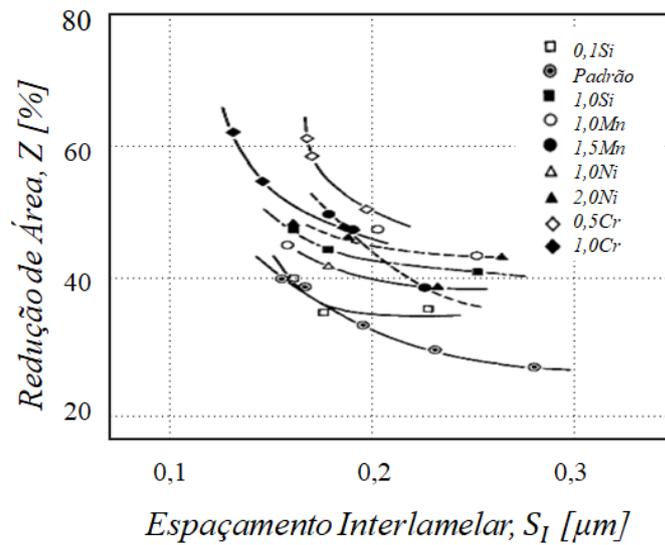
**Figura 3.20** Mecanismo de fratura na microestrutura (a) perlítica e (b) esferoidizada [114].

O efeito da fração volumétrica e da morfologia dos carbonetos na ductilidade pode ser observado na Figura 3.21. A maior ductilidade do aço esferoidizado é particularmente evidente para baixos volumes de carboneto.



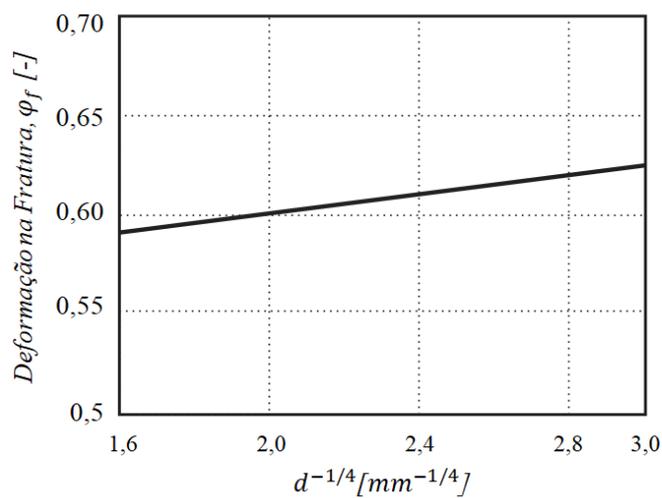
**Figura 3.21** Influência da fração volumétrica de carbonetos na ductilidade em torção de várias ligas de Fe-C [115].

NAKASE (1988) avaliou a influência do espaçamento interlamelar na ductilidade de aços perlíticos. Segundo o estudo, a redução do espaçamento dificulta a nucleação de trincas, contudo, quando estas já estão nucleadas, o menor espaçamento interlamelar facilita a propagação subsequente, uma vez que o espaçamento entre as microtrincas é reduzido. A Figura 3.22 mostra a relação entre a redução de área em ensaios de tração e o espaçamento interlamelar para diferentes aços [116].



**Figura 3.22** Relação entre a redução de área e o espaçamento interlamelar [116].

O tamanho e a estrutura dos grãos também influenciam a deformabilidade. O aumento do tamanho do grão geralmente reduz a deformabilidade, uma vez que as trincas podem se iniciar e se propagar facilmente ao longo dos limites de grãos [25]. O efeito do tamanho de grão na deformabilidade de um aço Fe-Cr-Ni-N pode ser visto na Figura 3.23 [117].



**Figura 3.23-** Efeito do tamanho de grão na deformação na fratura de um aço Fe-Cr-Ni-N (Adaptado de [117]).

Vale ressaltar que o tamanho de grão do material é alterado quando as peças são trabalhadas a frio. Peças forjadas a frio geralmente passam por diversas operações de conformação e a alteração na estrutura dos grãos após cada operação deve ser considerada no projeto. Entre os estágios de conformação, o grau de deformação a frio passa a controlar o tamanho de grão, com uma alta deformação a frio resultando no refino dos grãos. Grãos refinados aumentam o limite de escoamento e o coeficiente de encruamento dos aços, o que também deve ser considerado [2].

### **3.10. Critérios de Deformabilidade**

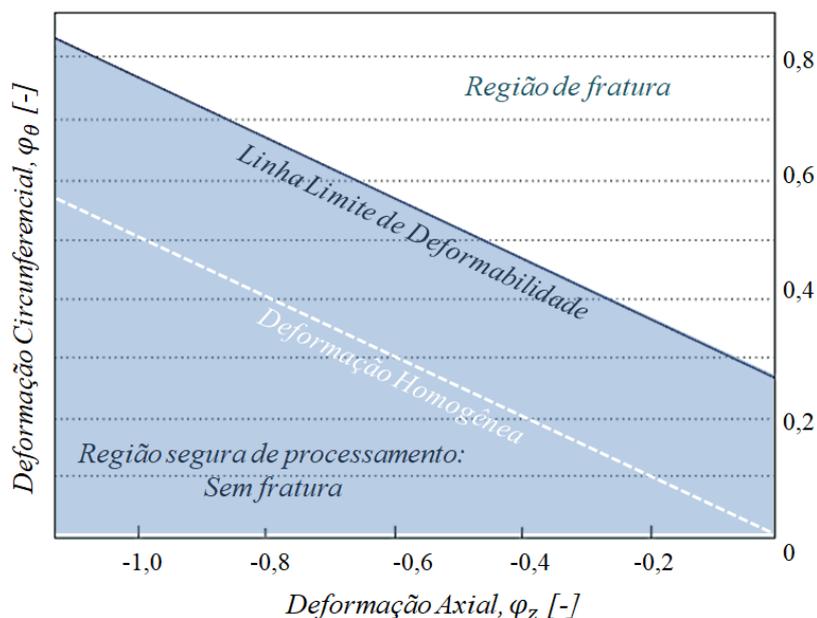
Devido à natureza complexa da deformabilidade, não há um teste único que possa ser usado para avaliá-la. É necessário combinar testes primários, como o de tração e compressão, que estabelecem a ductilidade do material em uma condição padronizada, com critérios de fratura e testes que simulam as condições do processo de interesse [25].

Através do estabelecimento de critérios de deformabilidade as condições seguras de processamento são definidas. É preferível que mais de um critério seja especificado para que uma análise completa da mecânica da deformação em termos de diferentes variáveis do processo seja obtida.

Na análise da deformabilidade no forjamento a frio, os estudos experimentais se concentram, principalmente, na determinação do Diagrama Limite de Deformabilidade e na previsão de defeitos através do emprego de critérios de fratura dúctil [48].

### **3.11. Diagrama Limite de Deformabilidade**

Uma das ferramentas de projeto mais úteis e bem-sucedidas na análise da deformabilidade na conformação maciça é o Diagrama Limite de Deformabilidade (*Fracture Forming Limit Diagram-FFLD*) mostrado na Figura 3.24 [25]. No diagrama, a Linha Limite de Deformabilidade do material é apresentada em função das duas deformações superficiais principais, apontando as condições seguras de processamento.



**Figura 3.24** Exemplo de diagrama de deformabilidade [25].

O diagrama é construído a partir de ensaios de compressão de amostras cilíndricas. Durante a compressão, a superfície lateral do cilindro, em expansão, assume a forma de barril e a fratura na superfície livre ocorre, iniciando a meia altura. Para definir o limite de deformabilidade do material, o sistema de coordenadas cilíndricas convencional  $(r, \theta, z)$  é assumido e os componentes de deformação da superfície externa do cilindro são calculados. As deformações circunferencial,  $\varphi_\theta$ , e axial,  $\varphi_z$  que se desenvolvem á meia altura da amostra são calculados desde o início da compressão até o momento em que a fratura é observada. A evolução das deformações durante a compressão é denominada trajetória ou caminho de deformação. A união dos pontos finais das trajetórias de deformação, que correspondem aos valores de  $\varphi_\theta$  e  $\varphi_z$  no momento da fratura, gera a Linha Limite de Deformabilidade.

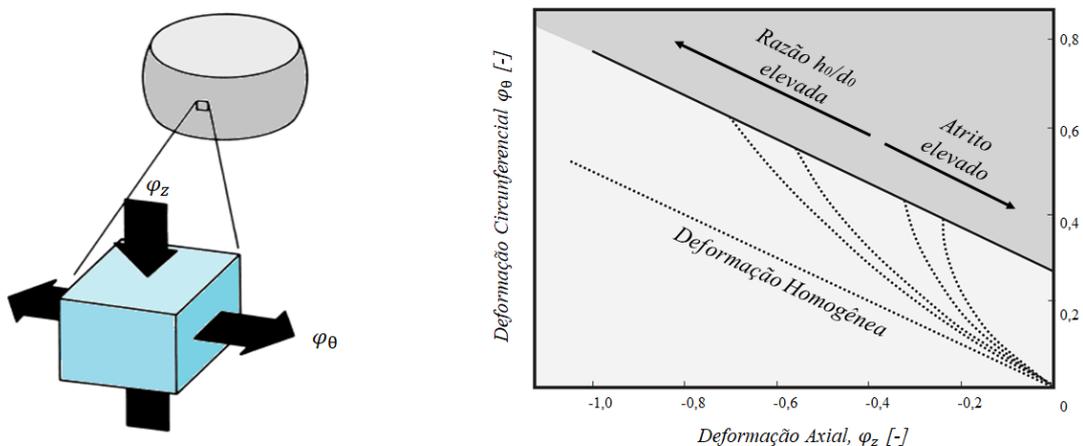
Esta técnica tem sido amplamente empregada por vários pesquisadores [118-140] por possibilitar o estudo de fraturas sob estado combinado de tensões. Durante a compressão, devido ao atrito, ocorre o embarrilamento do cilindro. Este fenômeno resulta no desenvolvimento de tensões trativas na direção circunferencial e uma diminuição na magnitude da tensão axial abaixo da média da resistência à compressão do material. Nos casos de embarrilamento severo, a tensão axial pode se tornar de tração. Através da variação da relação entre a altura e o diâmetro inicial do cilindro e das condições de atrito, a severidade do embarrilamento pode ser controlada. Assim, uma variedade de estados

de tensão e de deformação pode ser gerada nas regiões equatoriais dos cilindros, fornecendo um teste conveniente para o estudo da fratura [4].

### 3.11.1 Trajetórias de Deformação

A Figura 3.24 mostra que para compressão sem atrito a razão entre as deformações principais é -0,5. A deformação neste caso é denominada homogênea, porque o único componente de tensão na superfície da amostra é a tensão axial, distribuída uniformemente em toda a amostra. Nesta condição, os mecanismos de fratura não podem ocorrer, pelo menos em teoria. Devido ao atrito, e conseqüente embarrilamento, os caminhos de deformação se curvam para cima, desviando da trajetória de deformação homogênea.

Na compressão, a inclinação das trajetórias de deformação depende da severidade do embarrilamento. A extensão do embarrilamento, por sua vez, depende do atrito na interface de contato entre as ferramentas e o material de trabalho, bem como da geometria da peça de trabalho. Assim, a variação da razão  $h_0/d_0$  e da lubrificação é usada para alterar a proporção entre a deformação circunferencial e a deformação axial, como mostra a Figura 3.25.



**Figura 3.25** (a) Deformações localizadas na superfície de uma amostra cilíndrica devido ao embarrilamento; (b) Variação das deformações superficiais de acordo com a razão  $h_0/d_0$  e as condições de atrito [25].

KUDO e AOI (1967) realizaram ensaios de compressão sob diferentes condições de atrito e a razão entre a altura e o diâmetro inicial do cilindro ( $h_0/d_0$ ) o que permitiu concluir que à medida que o atrito é mais severo, a magnitude das deformações axial e circunferencial na fratura é menor [141]. Ainda, foi constatado que com o aumento da razão  $h_0/d_0$ , a magnitude da deformação axial e circunferencial na fratura aumenta. Estes resultados foram corroborados por THOMASON (1969) e LEMAITRE (1985).

### 3.11.2 Limite de Deformabilidade

KUDO e AOI (1967) realizaram a compressão de amostras cilíndricas de um aço médio carbono equivalente ao ISO C45E4 e mostraram que os pontos de início da fratura dúctil estão alinhados segundo uma linha paralela a trajetória de deformação homogênea. KOBAYASHI (1970), LEE (1972) e outros pesquisadores [24,31,121,126,132] encontraram os mesmos resultados para uma ampla gama de materiais.

LEE e KUHN (1973) mostraram que os pontos de fratura na laminação, na flexão e na compressão, todos caem na mesma linha reta para um dado material. Portanto, a condição de fratura linear não se limita a compressão, mas é geral. Mais recentemente, GOUVEIA et al. (1996) mostraram que a compressão de amostras cilíndricas, flangeadas e cônicas também gera uma linha limite de deformabilidade expressa por uma reta, aproximadamente paralela a linha da deformação homogênea.

Assim, para um número amplo de materiais, a linha que estabelece o limite de deformabilidade pode ser expressa através de:

$$\varphi_{\theta f} = C - \frac{\varphi_{zf}}{2} \quad (\text{Equação 3.20})$$

Onde  $\varphi_{\theta f}$  e  $\varphi_{zf}$  são, respectivamente, as deformações circunferencial e axial na fratura e C representa o valor de interceptação da linha limite de deformabilidade no eixo das ordenadas. LEE e KUHN (1973) mostraram que C corresponde ao valor de  $\varphi_{\theta f}$  na deformação plana. Este valor varia de acordo com o material e, como esperado, quanto maior a ductilidade do material, maior o valor de C. Os valores de C para diferentes materiais são listados na Tabela 3-1.

**Tabela 3-1** Valor de interceptação da linha limite de deformabilidade no eixo das ordenadas, C, para diversos materiais.

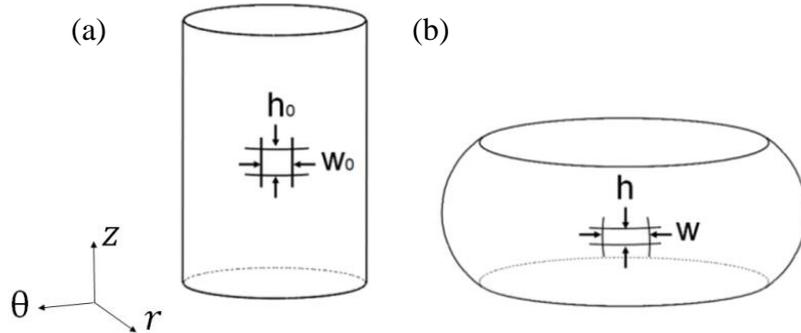
C	Material
0,3	Aço carbono (0,45%C) [141]
0,38	SAE 1040 [86]
0,38	Aço carbono (1%C) [118]
0,29	SAE 1045 [24]
0,32	SAE 1020 [24]
0,18	AISI 303 [24]
0,54	Cobre O.F.H.C [121]
0,24	SAE 1213 [121]
0,27	SAE 1095 [143]
0,092	AA 7075-T6 [126]

No projeto de uma peça forjada a frio, a obtenção de um produto livre de trincas superficiais depende do ajuste da trajetória de deformação do processo de conformação abaixo da Linha Limite de Deformabilidade. Se as deformações finais do processo estiverem acima da linha, a fratura superficial da peça é provável e são necessárias modificações no projeto, incluindo a alteração do material de trabalho, das condições de lubrificação, ou do *design* das ferramentas e das pré-formas. Esta ferramenta tem sido utilizada com sucesso no forjamento a frio de componentes complexos, como engrenagens [144].

### 3.11.3 Construção do Diagrama de Deformabilidade

O diagrama limite de deformabilidade é construído a partir de testes de compressão e da análise das trajetórias de deformação desenvolvidas na superfície das amostras. Para medição das deformações principais durante o ensaio, são gravadas grades na superfície das amostras, em meia altura, como mostra a Figura 3.26. Durante a compressão, o afastamento entre as linhas da grade é medido até o instante que é

constatada a fratura da superfície. A partir destes valores são calculados os incrementos de deformação.



**Figura 3.26** Representação da marcação de grade para medição das deformações principais durante ensaio de compressão: (a) Condição Inicial e (b) Após compressão.

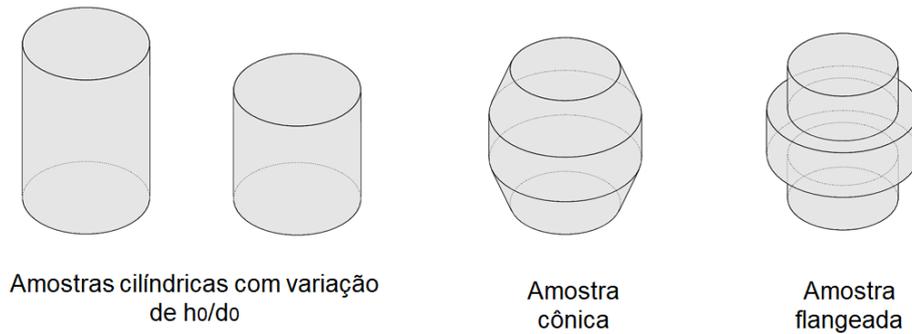
O sistema de coordenadas cilíndricas  $(r, \theta, z)$ , mostradas na Figura 3.26, é assumido e as deformações axial,  $\varphi_z$ , (compressiva) e circunferencial,  $\varphi_\theta$ , (trativa) são calculadas de acordo com as equações:

$$\varphi_z = \ln \frac{h}{h_0} \quad (\text{Equação 3.21})$$

$$\varphi_\theta = \ln \frac{w}{w_0} \quad (\text{Equação 3.22})$$

A variação entre as linhas de marcação é realizada em microscópio para ampliação da precisão. Da mesma forma, quanto menor o incremento de deformação entre as medições, maior a precisão dos resultados. A constatação da fratura é realizada a olho nu, sem que isso prejudique a confiabilidade dos resultados. Uma vez que as trincas crescem muito rapidamente o instante em que elas são verificadas a olho nu é muito próximo do momento em que a trinca foi realmente iniciada [25].

Uma vez que a deformação circunferencial é uniforme em torno da circunferência da superfície do cilindro [49], os valores de  $\varphi_\theta$  também podem ser determinados a partir de medições do diâmetro na altura média da amostra. Já o cálculo dos valores de  $\varphi_z$  requer a medição da separação entre as marcas colocadas simetricamente a cima e abaixo do plano médio da amostra (Figura 3.26).



**Figura 3.27** Geometrias utilizadas no ensaio e compressão para construção do diagrama de deformabilidade [25].

Nos ensaios, alterações na geometria das amostras e nas condições de atrito são usadas para alterar a proporção entre as deformações principais, permitindo uma avaliação mais ampla da influência dos estados de tensão e deformação na ocorrência de fratura [23]. Além da variação da relação entre as dimensões iniciais do cilindro ( $h_0/d_0$ ), o efeito do embarrilamento pode ser aprimorado pelo uso de amostras pré-embarriladas. Essas amostras contêm seções flangeadas ou cônicas à meia altura, o que aumenta a deformação de tração circunferencial e diminui a deformação axial. O conjunto de amostras comumente utilizadas nos ensaios de compressão é apresentado na Figura 3.27.

### 3.11.4 Análise das Tensões Superficiais

As trajetórias de deformação obtidas nos testes de compressão também permitem a análise das tensões superficiais desenvolvidas nas amostras e, assim, a compreensão do estado de tensão na fratura. Os componentes de tensão são calculados a partir das equações de Levy-Mises que relacionam incrementos de deformação plástica à tensão de um material isotrópico, que em coordenadas cilíndricas são expressas por [25]:

$$d\varphi_r = d\lambda[\sigma_r - (\sigma_\theta + \sigma_z)/2] \quad \text{(Equação 3.23)}$$

$$d\varphi_\theta = d\lambda[\sigma_\theta - (\sigma_r + \sigma_z)/2] \quad \text{(Equação 3.24)}$$

$$d\varphi_z = d\lambda[\sigma_z - (\sigma_\theta + \sigma_r)/2] \quad \text{(Equação 3.25)}$$

O incremento de deformação equivalente,  $d\varphi_{eq}$ , e a tensão equivalente,  $\sigma_{eq}$ , são expressos por:

$$d\varphi_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{3} [(d\varphi_r - d\varphi_z)^2 + (d\varphi_z - d\varphi_\theta)^2 + (d\varphi_\theta - d\varphi_r)^2]^{1/2} \quad (\text{Equação 3.26})$$

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_r - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_r)^2]^{1/2} \quad (\text{Equação 3.27})$$

Onde  $d\varphi_r$ ,  $d\varphi_\theta$  e  $d\varphi_z$  são as deformações incrementais e  $\sigma_r$ ,  $\sigma_\theta$  e  $\sigma_z$  são as tensões nas direções  $\bar{r}$ ,  $\bar{\theta}$  e  $\bar{z}$ .  $d\lambda$  é uma constante de proporcionalidade que depende do material e do nível de deformação dada por  $d\varphi_{eq}/\sigma_{eq}$ . Para a área de superfície considerada, a tensão na direção  $r$  é nula e o estado da tensão se torna plano. Alterando as equações 3.23 e 3.24, os componentes de tensão na superfície das amostras durante a compressão podem ser calculados de acordo com as seguintes equações:

$$\sigma_z = \frac{\sigma_{eq}}{\sqrt{3}} \left( \frac{2\alpha+1}{\sqrt{\alpha^2+\alpha+1}} \right) \quad (\text{Equação 3.28})$$

$$\sigma_\theta = \frac{\sigma_{eq}}{\sqrt{3}} \left( \frac{\alpha+2}{\sqrt{\alpha^2+\alpha+1}} \right) \quad (\text{Equação 3.29})$$

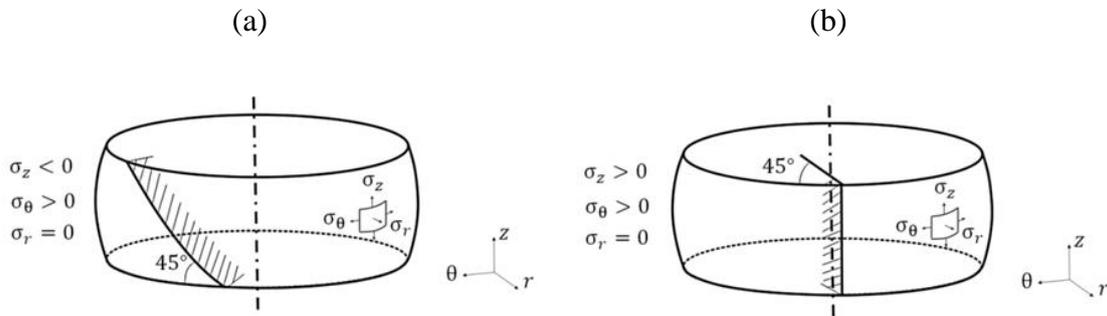
Onde  $\alpha$  é a inclinação dos caminhos de deformação calculados durante o teste de compressão, dados por  $\alpha = d\varphi_z/d\varphi_\theta$ . A tensão equivalente,  $\sigma_{eq}$ , é obtida na curva de escoamento do material, definida por um teste de compressão uniaxial.

### 3.11.5 Análise das Trincas Superficiais

KUDO e AOI (1967) estudaram a fratura na superfície livre durante a compressão de amostras cilíndricas de um aço médio carbono equivalente ao ISO C45E4. Os autores relacionaram o tipo de trinca observada nas amostras com o comportamento dos componentes de tensão superficiais.

Quando a fissura oblíqua apareceu  $\sigma_\theta$  foi a tensão principal máxima e  $\sigma_z$  foi a tensão principal mínima. Por outro lado, quando a trinca longitudinal apareceu,  $\sigma_\theta$  foi a tensão principal máxima e  $\sigma_r$  foi a tensão principal mínima. Em ambos os casos o plano de fratura coincidia com o plano da tensão de cisalhamento máxima.

A Figura 3.28 mostra a representação esquemática do aspecto macroscópico de trincas (a) oblíquas e (b) longitudinais. A superfície de fratura das trincas oblíquas é perpendicular ao plano  $\theta z$ , e o ângulo entre a superfície de fratura e o eixo  $z$  é igual a  $45^\circ$ . A superfície de fratura das trincas longitudinais é perpendicular ao plano  $r\theta$  e o ângulo entre a superfície de fratura e o eixo  $r$  é igual a  $45^\circ$ .



**Figura 3.28** Representação esquemática da superfície de fratura de amostras cilíndricas com (a) trinca oblíqua, (b) trinca longitudinal [145].

Posteriormente, KOBAYASHI (1970) obteve os mesmos resultados para o aço SAE 1040 recozido [86].

### 3.12. Critérios de Fratura Dúctil

A influência dos estados de tensão e deformação na deformabilidade deve ser abordada de forma integrada para que seja possível compreender e prever de forma correta a ocorrência de defeitos nos processos de conformação. Os critérios de fratura dúctil são usados para determinar as condições limiares para o trabalho mecânico seguro que dependem simultaneamente dos valores de tensão e de deformação [28].

Nas últimas décadas, muitos critérios de fratura dúctil foram propostos e utilizados na previsão de fratura dúctil nos processos de conformação mecânica. Estes critérios podem ser divididos em duas categorias: critérios de fratura acoplada e não acoplada. No primeiro, a deterioração do material durante a deformação plástica devido à nucleação crescimento e coalescência de vazios é considerada na simulação do processo, ou seja, a deterioração do material é acoplada à deformação plástica [150]. Na análise desacoplada, por outro lado, a influência dos danos na deformação plástica é negligenciada. Presume-se que o material é contínuo e isotrópico durante toda a

deformação e a tensão hidrostática é o principal parâmetro para avaliar o dano. Como consequência, a maioria dos critérios de fratura dúctil desacoplados é baseada na tensão hidrostática [146,147].

Apesar dos avanços alcançados recentemente na análise acoplada, a maioria das aplicações relatadas na literatura ainda está restrita a critérios desacoplados [137,138,146]. Isso é reflexo dos méritos inerentes a estes modelos, como equações simples, menor número de parâmetros e facilidade de implementação em *softwares* comerciais [147].

Os critérios de fratura dúctil desacoplados geralmente podem ser representados da seguinte forma:

$$\int F(\text{Histórico de Deformação})d\varphi_{eq} = C \quad (\text{Equação 3.30})$$

Onde  $\varphi_{eq}$  é a deformação equivalente e C é o valor de dano. O histórico de deformação é uma função do estado de tensão, representado pela tensão equivalente, tensão principal máxima, ou tensão hidrostática, dependendo do critério. Supõe-se que a magnitude do dano não diminua durante os processos consecutivos de forjamento a frio, a não ser que sejam empregados recozimentos intermediários. Assim, o valor de C é sempre maior que zero.

A fratura dúctil ocorre quando o valor máximo de dano em uma peça excede um valor crítico denominado valor de dano crítico. O valor do dano crítico pode ser considerado uma constante do material, semelhante ao limite de escoamento ou resistência à tração. Como diferentes critérios de fratura dúctil levam a diferentes valores de dano, os valores de dano crítico correspondentes a diferentes critérios de fratura dúctil são diferentes para um determinado material [48].

### **3.13.1 Critério de Cockcroft e Latham Normalizado**

O modelo proposto por Cockcroft e Latham (1968) é critério de fratura mais simples e mais utilizado [25]. O critério não se baseia em um modelo micromecânico de fratura, mas simplesmente reconhece a importância da tensão principal máxima,  $\sigma_1$ , no mecanismo de fratura [148]:

$$\int_0^{\varphi_{eq}^f} \sigma_1 d\varphi_{eq} = C_0 \quad (\text{Equação 3.31})$$

Este critério considera que apenas a tensão principal,  $\sigma_1$ , tem relevância para o início da fratura dúctil. Foi utilizado como ferramenta para a previsão de fratura em ligas de cobre, aço, titânio, alumínio [140,149,151]. Contudo, o critério pode dar origem a previsões equivocadas e distantes da realidade quando as direções principais 1, 2 e 3 sofrerem alterações ao longo do processo de conformação.

OH et al. (1979) modificaram o critério proposto por Cockcroft e Latham por meio da normalização do princípio da tensão máxima pela tensão equivalente. Este foi definido como o critério normalizado de Cockcroft-Latham [151]:

$$\int_0^{\varphi_{eq}^f} \frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}} d\varphi_{eq} = nC_0 \quad (\text{Equação 3.32})$$

Onde  $\sigma_{eq}$  é a tensão equivalente e  $nC_0$  é o valor de dano de Cockcroft-Latham Normalizado.

Por ser um critério fácil de implementar e não requerer a definição experimental de nenhum parâmetro, este modelo é amplamente utilizado na indústria. O critério é preferencialmente útil na previsão de trincas em superfícies livres. Os locais de iniciação deste tipo de fratura exibem estados de tensão biaxiais em que a tensão hidrostática,  $\sigma_m$ , varia dentro da faixa [31]:

$$\sigma_1 - \frac{2}{3}\sigma_{eq} \leq \sigma_m \leq \sigma_1 - \frac{1}{3}\sigma_{eq} \quad (\text{Equação 3.33})$$

Como ambos os componentes de tensão aumentam ou diminuem juntos, o fato do critério não considerar o efeito da tensão hidrostática não é muito relevante na caracterização de trincas formadas na superfície livre.

### 3.13.2 Critério de Oyane

Vários critérios de fratura foram propostos baseados no mecanismo de fratura por nucleação, crescimento e coalescência de vazios. Dentre eles está o Critério

de Oyane (1972), derivado das leis fundamentais da teoria da plasticidade para materiais porosos. O critério é expresso por [59]:

$$\int_0^{\varphi_{eq}^f} \left[ 1 + \frac{1}{a_0} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right] d\varphi_{eq} = C_1 \quad (\text{Equação 3.34})$$

Onde  $a_0$  é uma constante do material determinada experimentalmente.

O Critério é muito semelhante ao modelo de Cockroft-Latham Normalizado, contudo o modelo Oyane considera o efeito da tensão hidrostática no crescimento de vazios, limitando ou estimulando a propagação da fratura. Assim, o critério considera o efeito da triaxialidade na deformabilidade, uma vez que  $\eta = \sigma_m/\sigma_{eq}$ .

### 3.13.3 Critério de Johnson-Cook

O Critério de Johnson-Cook (1985), também é função da triaxialidade e é dado por [152]:

$$\int_0^{\varphi_{eq}^f} \frac{1}{\varepsilon_c} d\varphi_{eq} = C_2 \quad (\text{Equação 3.35})$$

A função de deformação de falha,  $\varepsilon_c$ , é dada por:

$$\varepsilon_c = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta)] \left[ 1 + D_4 \log \frac{\dot{\varphi}_{eq}}{\dot{\varphi}_0} \right] \left[ 1 + D_5 \left( \frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right) \right] \quad (\text{Equação 3.36})$$

Onde  $D_1, D_2, D_3, D_4$  e  $D_5$  são constantes do material,  $\dot{\varphi}_{eq}$  é a velocidade de deformação equivalente,  $\dot{\varphi}_0$  é a velocidade de deformação de referência,  $T_f$  é a temperatura de fusão do material e  $T_0$  é a temperatura de referência.

Este critério foi o primeiro que considerou a influência da velocidade de deformação e da temperatura na ocorrência da fratura dúctil [158]. Neste trabalho, o efeito destes parâmetros é negligenciado e a função de deformação de falha,  $\varepsilon_c$ , é simplificada para:

$$\varepsilon_c = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta)] \quad (\text{Equação 3.37})$$

O critério de Johnson-Cook é amplamente utilizado devido à praticidade de calibração, de forma que informações sobre diversos materiais estão disponíveis na literatura.

## 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Nesta pesquisa, uma série de ensaios mecânicos, cuidadosamente selecionados, foram realizados para, em conjunto com a análise numérica por elementos finitos, determinar os limites de deformabilidade a frio do aço microligado ao vanádio DIN 30MnVS6.

A metodologia aplicada pode ser dividida em quatro etapas:

- (1) Caracterização inicial do DIN 30MnVS6;
- (2) Caracterização do comportamento mecânico do DIN 30MnVS6;
- (3) Construção do Diagrama Limite de Deformabilidade do DIN 30MnVS6;
- (4) Aplicação de critérios de fratura dúctil na previsão da fratura do DIN 30MnVS6.

Todos os procedimentos experimentais foram simulados numericamente por elementos finitos. Para a realização das simulações, as geometrias utilizadas nos ensaios foram modeladas em 3D no software SolidWorks® 2017. As simulações foram realizadas no software de simulação Simufact.Forming® 15.0.

### 4.1. Caracterização inicial do DIN 30MnVS6

O material foi fornecido pela empresa Gerdau® na forma de arames fio máquina com aproximadamente 500mm de comprimento e 16,15mm de diâmetro. O aço foi submetido à análise química utilizando um espectrômetro Q2ION, marca BRUKER, disponível no Laboratório de Fundição (LAFUN - UFRGS). Os resultados em percentual de massa são listados na Tabela 4-1. A composição está dentro da faixa nominal encontrada na literatura, conforme a Tabela 2-3.

**Tabela 4-1** Resultado da análise química do aço DIN 30MnVS6 (% em massa).

Elemento	C	Si	Mn	P	S	V
% massa	0,262	0,484	1,210	0,024	0,020	0,111

A análise microestrutural do material na condição recebida foi realizada por meio de micrografias óticas utilizando técnicas metalográficas convencionais nas seções

transversal e longitudinal do arame. A captura das imagens foi realizada em microscópio óptico invertido da marca OLYMPUS, modelo GX-51. O tamanho de grão ferrítico médio foi determinado a partir do método de intersecção de linha, conforme descrito na norma ASTM E112, com auxílio do software ImageJ® que também foi utilizado para determinação na fração volumétrica dos microconstituintes do material.

Ensaio de microdureza foram realizados utilizando um Microdurômetro, modelo Hardness Tester ISH-TDV 1000, marca INSIDE. Três amostras foram testadas e a média das 10 medições em cada amostra foi estabelecida como a dureza Vickers da condição inicial.

## **4.2. Caracterização do Comportamento Mecânico do DIN 30MnVS6**

Não há na literatura informações consistentes sobre o comportamento do DIN 30MnVS6 durante a conformação a frio. Dessa forma, foram realizados ensaios mecânicos para analisar como o aço responde à deformação plástica a temperatura ambiente. Nesta etapa, foram realizados testes de tração e compressão uniaxial para levantamento da curva de escoamento. Ainda, estão incluídos nessa etapa, ensaios de compressão para análise do efeito do encruamento na dureza do aço e o teste do anel para determinação do coeficiente de atrito nas condições de lubrificação utilizadas nos ensaios posteriores.

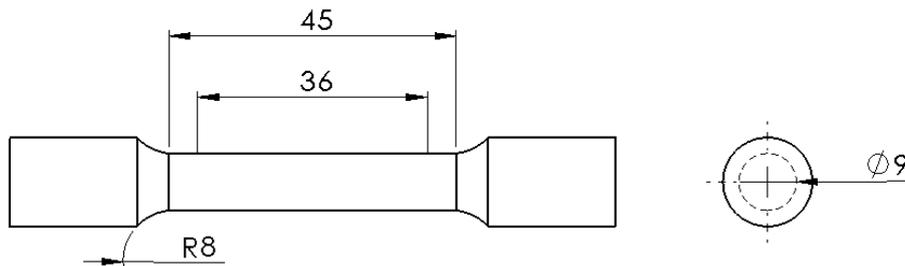
### **4.2.1 Determinação da curva de escoamento do DIN 30MnVS6**

Ensaio de compressão e de tração uniaxial foram realizados para obtenção da curva de escoamento do material. As informações referentes aos ensaios de compressão estão listadas na Tabela 4-2.

**Tabela 4-2** Parâmetros dos ensaios de compressão.

Diâmetro das amostras [mm]	8
Altura das amostras [mm]	12
Rugosidade das matrizes planas de compressão	Ra=0,165
Lubrificação	PTFE (Teflon)
Equipamento	Máquina Universal marca EMIC com capacidade de 600kN
Velocidade da ferramenta [mm/s]	1

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de ensaios Shimadzu AG-X, com capacidade de 250 kN. Para garantir o carregamento próximo ao estático, a velocidade do teste foi mantida em 1 mm/min. Um extensômetro foi acoplado as amostras para medir o deslocamento durante os experimentos. As dimensões dos corpos de prova de tração seguiram os padrões estabelecidos na norma ASTM E8M e são mostradas na Figura 4.1.



**Figura 4.1** Dimensões dos corpos de prova de tração uniaxial.

#### 4.2.2 Definição do Coeficiente de Atrito

O atrito entre as amostras e as matrizes planas utilizadas nos ensaios de compressão foi quantificado através da definição do coeficiente de atrito,  $\mu$ . A Tabela 4.3 lista os parâmetros dos ensaios realizados para definição de  $\mu$ .

As curvas de calibração do ensaio do anel para o aço DIN 30MnVS6 foram obtidas via simulação numérica. Nas simulações, realizadas em 2D, foram utilizadas malhas triangulares com tamanho de 0,3 mm.

**Tabela 4-3** Parâmetros utilizados no ensaio do anel.

Diâmetro Externo das amostras [mm]	12
Diâmetro Interno das amostras [mm]	6
Altura das amostras [mm]	4
Reduções em altura [%]	20
	40
	50
Lubrificação	Estearato de Zinco
	Lubrificante Sintético M1
	Sem Lubrificação
Rugosidade das matrizes planas de compressão	Ra=0,165
Equipamento	Máquina Universal marca EMIC com capacidade de 600kN
Velocidade da ferramenta [mm/s]	1

#### 4.2.3 Análise do efeito do encruamento na dureza do DIN 30MnVS6

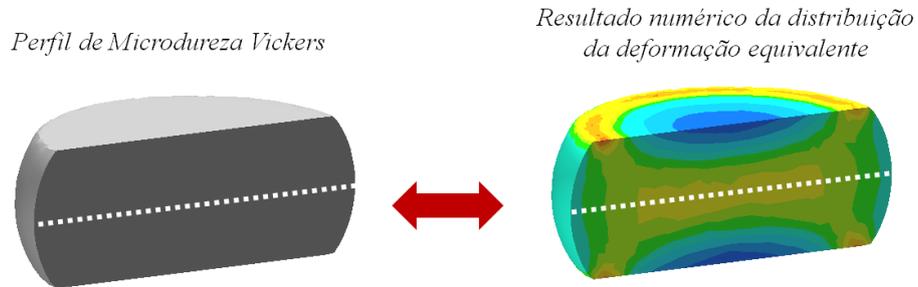
O efeito da deformação a frio na dureza do material foi analisado através da compressão de amostras cilíndricas em diferentes reduções em altura. A Tabela 4.4 apresenta as informações referentes aos ensaios.

**Tabela 4-4** Parâmetros dos ensaios de compressão para análise do efeito do encruamento.

Diâmetro das amostras [mm]	8
Altura das amostras [mm]	12
Reduções em altura [%]	13,33
	33,50
	51,16
	60,3
Lubrificação	Lubrificante Sintético M1
Equipamento	Máquina Universal marca EMIC com capacidade de 600kN
Velocidade da ferramenta [mm/s]	1

Após os testes de compressão, foram realizados perfis de microdureza Vickers ao longo da meia altura da seção longitudinal das amostras, mostrada esquematicamente na Figura 4.2. Os valores de dureza foram relacionados à distribuição da deformação equivalente ao longo da seção longitudinal das amostras definida pela

análise numérica dos ensaios de compressão (Figura 4.2). Nas simulações, realizadas em 2D, foram utilizadas malhas triangulares com tamanho de 0,3 mm.



**Figura 4.2** Desenho esquemático de como foi realizada a análise do efeito do encruamento na dureza do DIN 30MnVS6.

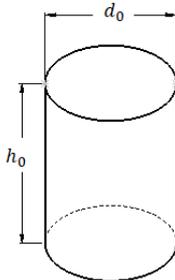
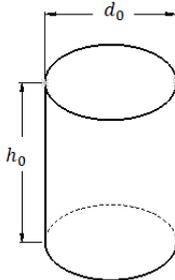
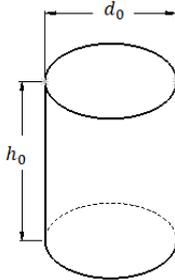
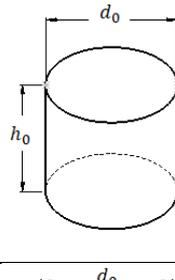
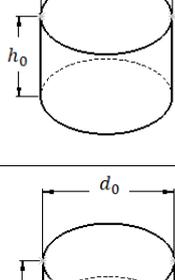
### 4.3. Construção do Diagrama Limite de Deformabilidade do DIN 30MnVS6

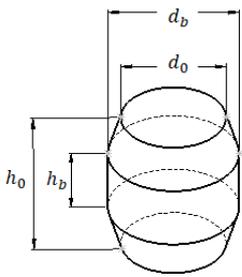
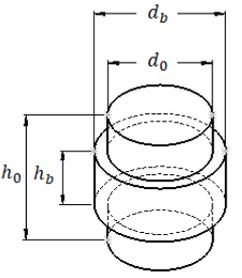
Os ensaios de compressão para definição do limite de deformabilidade do DIN 30MnVS6 foram realizados em diferentes geometrias e condições de atrito permitindo uma avaliação ampla da influência dos estados de tensão e deformação na ocorrência da fratura. A Tabela 4.5 lista os principais parâmetros referentes aos ensaios, enquanto a Tabela 4.6 apresenta as geometrias e dimensões das amostras utilizadas nos ensaios.

**Tabela 4-5** Parâmetros dos ensaios de compressão para definição do limite de deformabilidade.

Lubrificação	Estearato de Zinco
	Lubrificante Sintético M1
	Sem Lubrificação
Rugosidade das matrizes planas de compressão	Ra=0,165
Equipamento	Máquina Universal marca EMIC com capacidade de 600kN
Velocidade da ferramenta [mm/s]	1

**Tabela 4-6** Geometrias e dimensões das amostras de compressão.

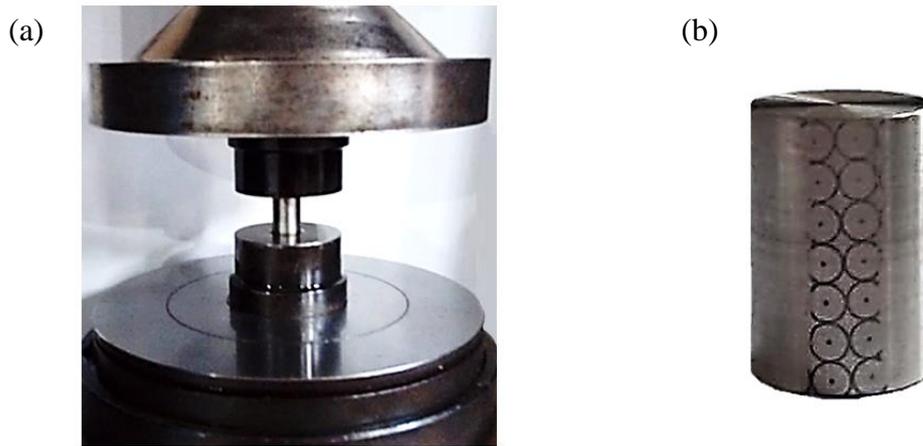
	Geometria	Amostra	$h_0$	$d_0$	$h_b$	$d_b$	Lubrificação
1		Cilíndrica $\frac{h_0}{d_0} = 1,5$	12	8	-	-	Estearato de Zinco
2		Cilíndrica $\frac{h_0}{d_0} = 1,5$	12	8	-	-	Lubrificante sintético M1
3		Cilíndrica $\frac{h_0}{d_0} = 1,5$	12	8	-	-	Sem Lubrificante
4		Cilíndrica $\frac{h_0}{d_0} = 1,0$	8	8	-	-	Sem Lubrificante
5		Cilíndrica $\frac{h_0}{d_0} = 0,75$	6	8	-	-	Sem Lubrificante
6		Cilíndrica $\frac{h_0}{d_0} = 0,5$	4	8	-	-	Sem Lubrificante

7		Cônica	8	6,4	4	8	Sem Lubrificante
8		Flangeada	8	6,4	4	8	Sem Lubrificante

Nos ensaios de compressão, o momento da fratura é determinado pela observação do surgimento de trincas na área média da superfície externa das amostras. Contudo, para ampliar a precisão da definição do instante de detecção da fratura foi seguida a seguinte metodologia [53]:

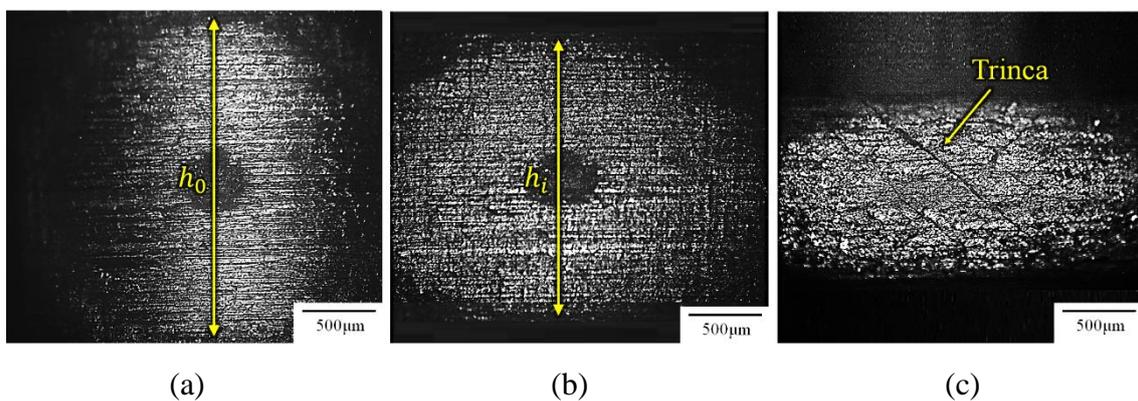
- Foram realizados testes preliminares para determinar a altura aproximada da amostra na fratura. Nos testes, as amostras foram submetidas a incrementos de 0,5 na redução em altura até que as trincas fossem observadas;
- Novos ensaios foram realizados com as amostras sendo inicialmente submetidas a uma redução em altura 10% menor que a definida nos testes preliminares. Posteriormente, foram realizados incrementos de redução em altura de 2,5% seguidos da inspeção no microscópio óptico com aumento de 50x. Este método de teste garante que o erro de medição esteja dentro de 2,5% da altura inicial da amostra [53].

Para o cálculo das deformações axiais superficiais, uma grade de círculos com diâmetro de 2,3mm foi gravada nas amostras utilizando marcação eletrolítica. A Figura 4.3 mostra a amostra cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,5$ , posicionada entre as matrizes planas (Fig.2.3(a)) e destaca a grade marcada na superfície da amostra (Fig.4.3(b)).



**Figura 4.3** (a) Amostra cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,5$  posicionada entre as placas planas e (b) grade de círculos marcada na superfície da amostra.

As deformações axiais foram calculadas a partir da variação das dimensões do círculo marcado no centro lateral das amostras. Após cada incremento de deformação, houve a medição da grade em microscópio óptico com aumento de 50x. As deformações circunferenciais foram calculadas a partir da variação do diâmetro equatorial das amostras, medido com paquímetro após cada incremento de deformação. A Figura 4.4 mostra a variação das dimensões da grade na superfície das amostras durante os ensaios de compressão e a detecção da fratura no microscópio óptico.



**Figura 4.4** Inspeção e medição da marca de grade na superfície das amostras. (a) Amostra antes do início da compressão, (b) após incrementos de deformação e (c) no instante da detecção da fratura.

A medição das dimensões da grade superficial e a inspeção das amostras foi realizada em um microscópio invertido OLYMPUS DP-GX-51 através do software de captura de imagens AnalySIS®.

Foram realizadas simulações numéricas de todos os ensaios para construção do diagrama de deformabilidade. Nas simulações, realizadas em 3D, foram utilizadas malhas triangulares com tamanho de 0,3 mm.

#### **4.4. Aplicação de critérios de fratura dúctil na previsão da fratura do DIN 30MnVS6**

Para utilizar critérios de fratura dúctil na previsão de defeitos no forjamento a frio é necessário [53]:

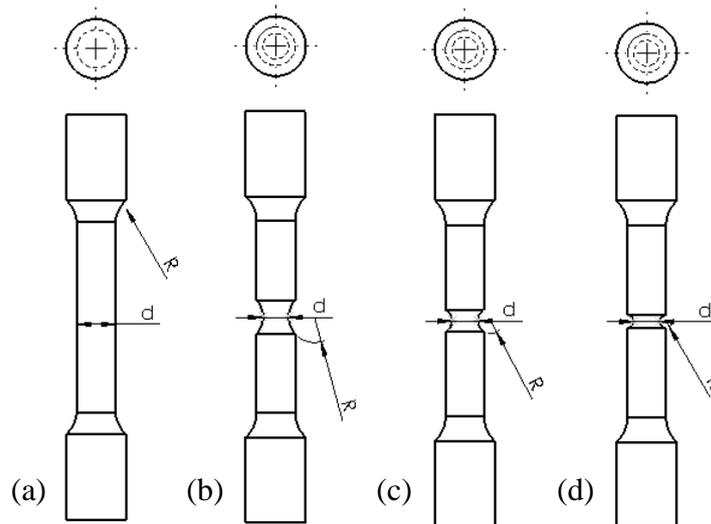
- (1) Realizar a calibração do critério em análise. Esta etapa consiste em obter as constantes do material necessárias para o uso dos critérios;
- (2) Definir o valor de dano crítico do material para cada critério;
- (3) Validar os critérios para diferentes tipos de fratura.

A seguir será apresentada a metodologia utilizada neste trabalho para satisfazer estas três etapas.

##### **4.4.1 Calibração dos Critérios de Fratura Dúctil**

Para o uso dos critérios de Oyane e de Johnson-Cook (JC) é necessário definir parâmetros associados ao material. Ambos os critérios são baseados no efeito da triaxialidade na fratura. Assim, para definição dos parâmetros é necessário realizar ensaios em diferentes triaxialidades, obtendo assim, diferentes relações entre o fator de triaxialidade e a deformação equivalente na fratura. Através da análise matemática destes resultados os parâmetros são definidos.

Testes de tração em amostras lisas e entalhadas foram utilizados para definir os parâmetros do material dos critérios de Oyane e Johnson-Cook na previsão da fratura. As geometrias utilizadas nos ensaios de tração são mostradas na Figura 4.5 e as dimensões das amostras estão listadas na Tabela 4.7.

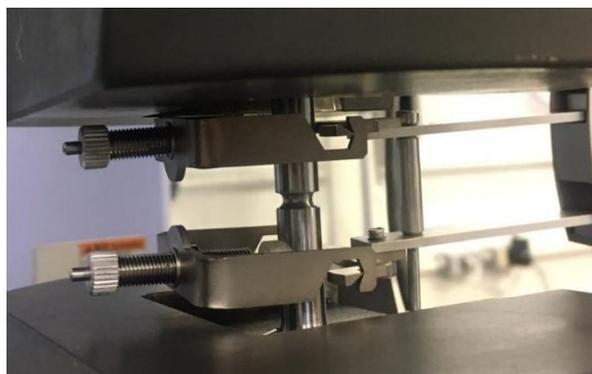


**Figura 4.5** Desenho esquemático das amostras de tração.

**Tabela 4-7** Amostras de tração para análise da triaxialidade da tensão positiva.

Amostra	Tipo de amostra	Raio do entalhe, R [mm]	Diâmetro da amostra, d [mm]
(a)	Lisa	-	9
(b)	Entalhada	6	6
(c)	Entalhada	3	6
(d)	Entalhada	1,5	6

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de ensaios Shimadzu AG-X, com capacidade de 250 kN. Para garantir o carregamento quase estático, a velocidade do teste foi mantida em 1 mm/min. Um extensômetro foi acoplado as amostras para medir o deslocamento durante o experimento. A Figura 4.6 mostra o corpo de prova de tração durante o ensaio.



**Figura 4.6** Realização dos ensaios de tração.

A obtenção dos dados necessários para a calibração dos critérios de Oyane e Johnson-Cook é realizada da seguinte forma:

- (1) Os testes são realizados e as medidas de deslocamento e de força são obtidas;
- (2) São realizadas simulações numéricas dos ensaios;
- (3) A partir dos testes, os locais de início da fratura e os deslocamentos correspondentes à fratura são determinados;
- (4) A partir da análise numérica, a evolução da deformação equivalente e do fator de triaxialidade no local da fratura para cada ensaio é obtida;
- (5) A deformação equivalente na fratura e o fator de triaxialidade médio para cada ensaio são definidos.

Destaca-se, que na calibração são utilizados os valores do fator de triaxialidade médio. Geralmente, o fator de triaxialidade não é constante durante toda a deformação, variando significativamente, especialmente, em testes de compressão. Assim, o fator de triaxialidade médio,  $\bar{\eta}$ , torna-se necessário e é definido por [50]:

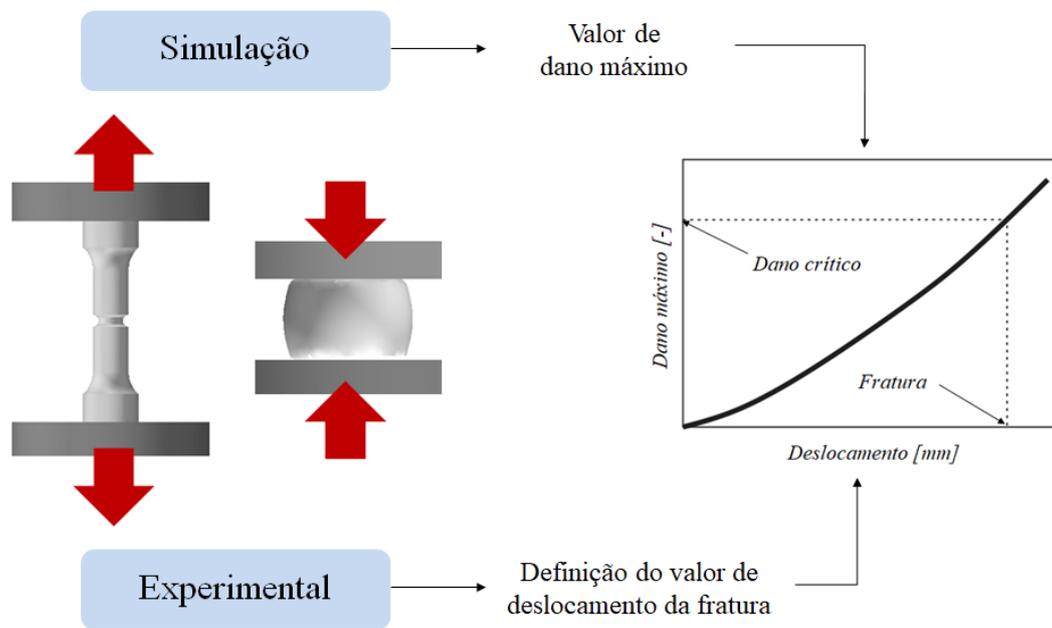
$$\bar{\eta} = \frac{1}{\varphi_{eq}^f} \int_0^{\varphi_{eq}^f} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} d\varphi_{eq} \quad (\text{Equação 4.1})$$

As simulações numéricas dos ensaios foram realizadas em 3D, com as peças sendo discretizadas em elementos quadrados com aresta de 0,5 mm.

#### 4.4.2 Definição do Dano Crítico

Os valores de dano crítico são determinados, para cada critério analisado, seguindo a seguinte metodologia (Figura 4.7) [53]:

- (1) O deslocamento crítico, isto é, o deslocamento em que a fratura ocorre, é definido experimentalmente;
- (2) A simulação numérica do procedimento experimental é realizada e a distribuição do valor de dano na peça é obtida;
- (3) O local do valor máximo de dano é comparado com o local da fratura: se o local do valor máximo de dano coincidir com o local da fratura, o valor de dano máximo é definido como sendo o valor crítico do material. Caso contrário, o critério de fratura dúctil aplicado é considerado impreciso.



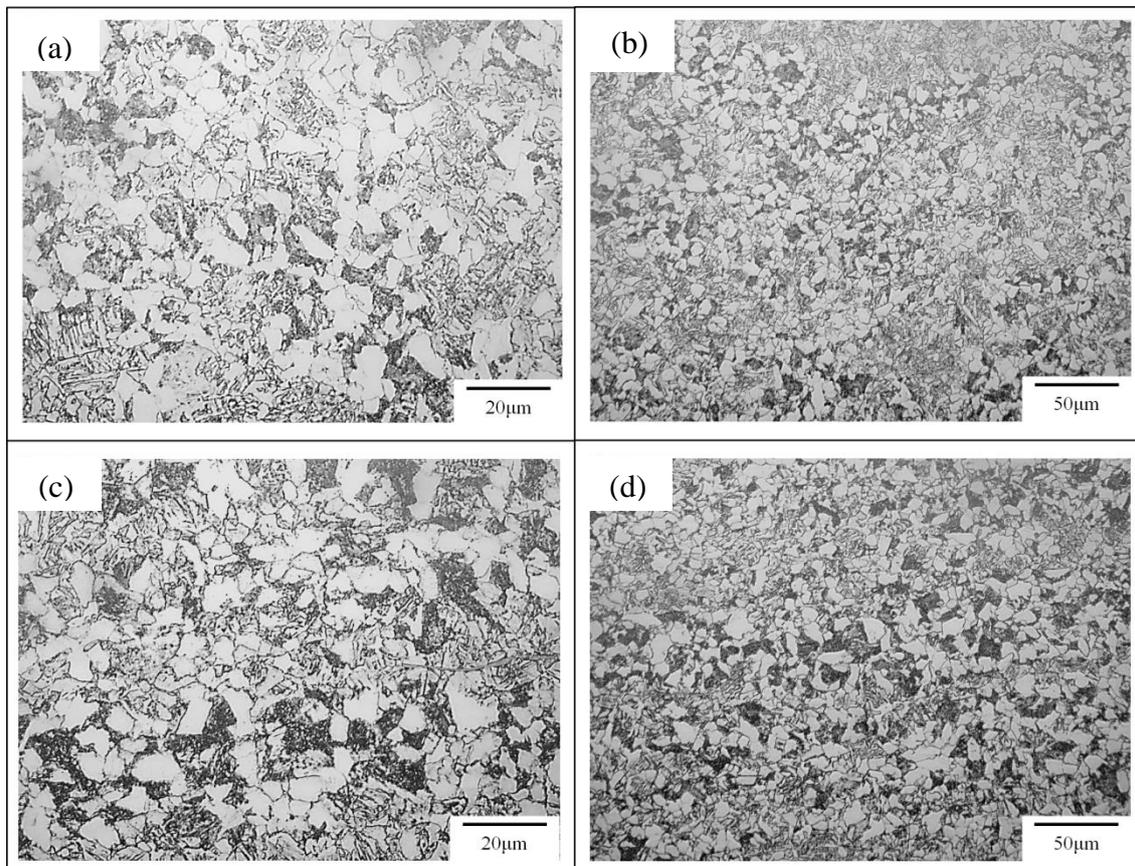
**Figura 4.7** Abordagem para determinação do valor de dano crítico [53].

Para definição dos valores críticos nos critérios estudados, o método apresentado à cima foi utilizado na análise dos ensaios de compressão apresentados na Seção 4.3 e nos ensaios de tração apresentados nesta seção. A análise destes ensaios é capaz de validar os critérios para diferentes tipos de fratura.

## 5. ANÁLISE EXPERIMENTAL

### 5.1. Caracterização Inicial do DIN 30MnVS6

A microestrutura do aço DIN 30MnVS6 na condição recebida é mostrada na Figura 5.1.



**Figura 5.1-** Micrografias da seção transversal e longitudinal com aumento de 1000x e 500x.

A microestrutura é constituída de ferrita próeutetóide e perlita. A fração volumétrica de perlita é de 38,1%, enquanto os 61,9% restantes correspondem a ferrita. Nas duas direções analisadas, os grãos ferríticos são equiaxiais e possuem um tamanho médio de 5µm. Na seção transversal, as colônias de perlita estão dispersas aleatoriamente. Na seção longitudinal é possível verificar um leve alinhamento na direção da laminação.

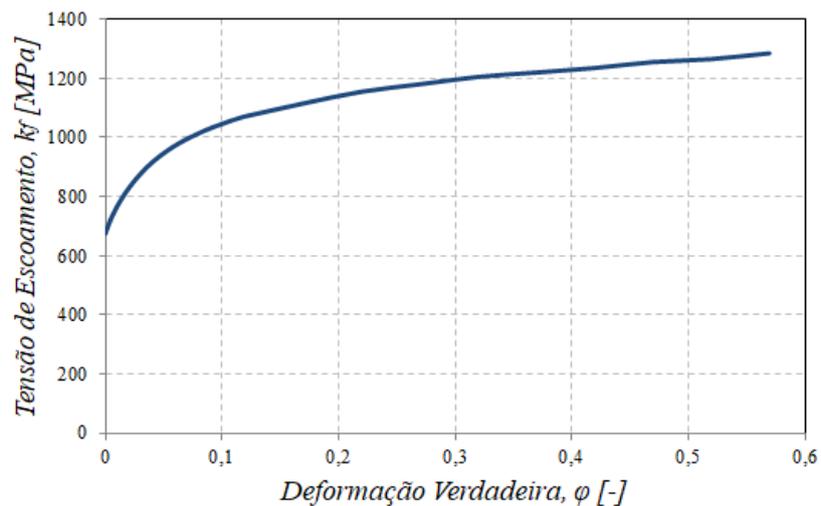
A microestrutura refinada e a fração volumétrica de perlita observadas na Figura 5.1 resultam na dureza do material. Os perfiz de microdureza indicam valores que variam entre 290 e 312 HV, com média de 295 HV.

## 5.2. Curva de Escoamento do DIN 30MnVS6

O conhecimento da curva de escoamento do material é imprescindível em qualquer processo de conformação mecânica. Nesta seção serão apresentadas as curvas de escoamento do aço DIN 30MnVS obtidas através de ensaios de compressão e tração uniaxial.

### 5.2.1 Ensaio de Compressão

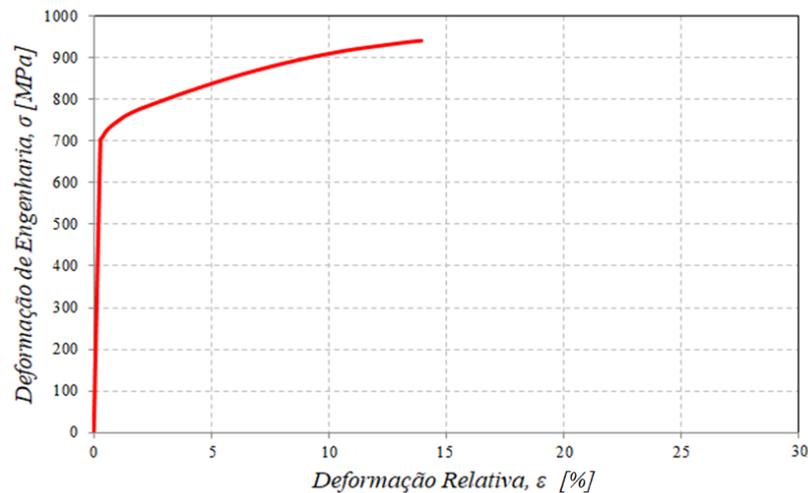
A curva de escoamento obtida nos ensaios de compressão a temperatura ambiente para o aço DIN 30MnVS6 é mostrada na Figura 5.2.



**Figura 5.2** Curva de escoamento do aço DIN 30MnVS6 obtida por ensaio de compressão.

## 5.2.2 Ensaio de Tração

A Figura 5.3 mostra o diagrama de engenharia do aço DIN 30MnVS6 obtido por ensaio de tração uniaxial.



**Figura 5.3** Curva de engenharia do aço DIN 30MnVS6 obtida por ensaio de tração.

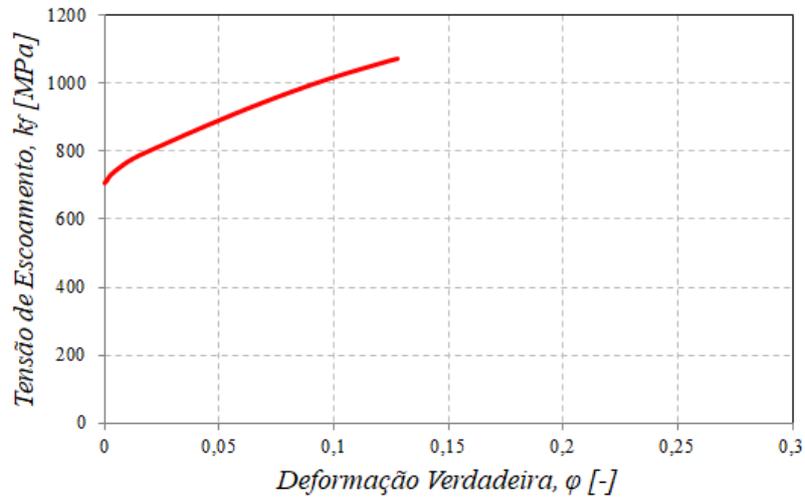
O diagrama de engenharia permite a obtenção de informações importantes sobre o material. A Tabela 5.1 apresenta algumas propriedades extraídas da curva.

**Tabela 5-5-1** Propriedades mecânicas do aço DIN 30MnVS6.

Limite de Escoamento, $\sigma_e$ (MPa)	Limite de Resistência, $R_m$ (MPa)	Alongamento, A (%)	Redução de área, Z (%)
702	954	13,8	21,8

O limite de escoamento encontrado está dentro da faixa especificada na literatura (Tabela 2.2), contudo o limite de resistência está à cima do especificado. Os valores elevados de resistência resultaram na queda das propriedades relacionadas à ductilidade. Tanto o alongamento, quanto a redução de área estão abaixo dos valores comumente encontrados para o DIN 30MnVS6. Todos os valores encontrados estão de acordo com o Certificado de Qualidade do material disponível no ANEXO A.

A curva de escoamento do material obtida nos ensaios de tração é apresentada na Figura 5.4.



**Figura 5.4** Curva de escoamento do aço DIN 30MnVS6 obtida por ensaio de tração.

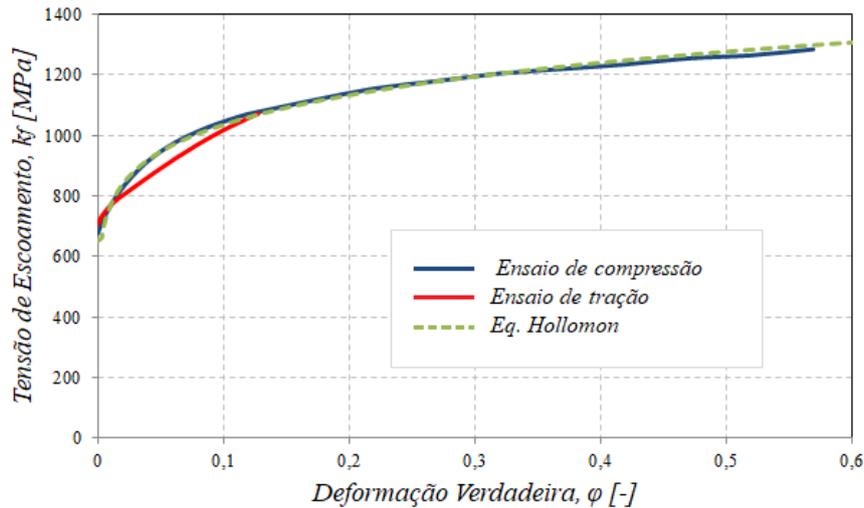
A Figura 5.5 apresenta as curvas de escoamento obtidas por tração e compressão uniaxial para o aço DIN 30MnVS6. As curvas apresentam suaves desvios a pequenas deformações, mas a partir da deformação 0,12 são idênticas. A diferença entre as curvas, embora as amostras de tração e de compressão tenham sido cortadas da mesma barra, deve-se a falta de homogeneidade do material, provavelmente causada pelo processo de laminação. Esse fenômeno já foi encontrado na literatura e em aplicações industriais [45,154].

A Figura 5.5 também mostra a curva de escoamento construída a partir da Equação de Hollomon que descreve o comportamento mecânico do material quando deformado a frio. É possível verificar que a curva gerada a partir da equação se correlacionou muito bem com os resultados experimentais, especialmente com a curva obtida a partir do ensaio de compressão. A Equação de Hollomon para o aço microligado DIN 30MnVS6 é expressa por:

$$k_f = 1397,6 \cdot \phi^{0,13} \quad (\text{Equação 5.1})$$

As curvas de escoamento apresentadas na Figura 5.5 foram inseridas no software de simulação Simufact Forming 15.0. Nas simulações numéricas dos ensaios de compressão a curva obtida na compressão uniaxial foi utilizada. Já nas simulações dos

ensaios de tração, foi utilizada a curva de escoamento de tração. Em ambos os casos, as curvas foram extrapoladas utilizando a Equação de Hollomon. Diante da excelente concordância entre a Equação e os resultados experimentais, acredita-se que a extrapolação deve expressar o comportamento mecânico do material para deformações elevadas de forma confiável.



**Figura 5.5** Curvas de escoamento do aço DIN 30MnVS6 obtidas por ensaio de compressão e de tração.

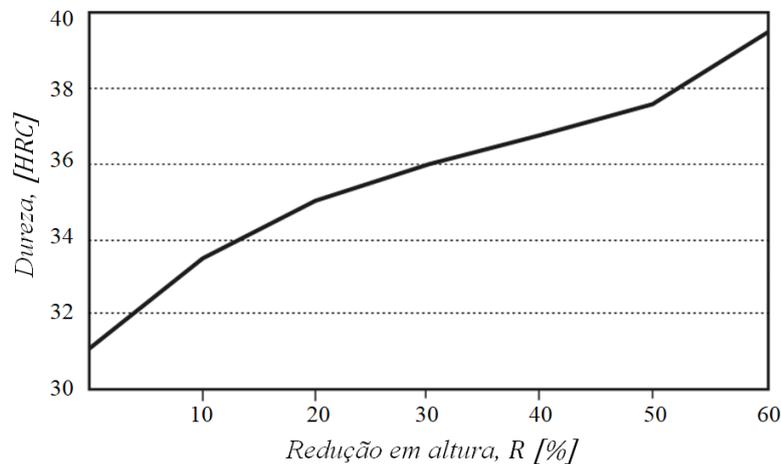
### 5.3. Efeito da Deformação a Frio na Dureza do DIN 30MnVS6

A dureza é uma medida da resistência do material à deformação permanente e ao desgaste, sendo um importante parâmetro de qualidade do produto acabado. Na conformação a frio, a dureza também pode ser usada como uma medida de deformabilidade [155].

Por ser um critério de qualidade e de deformabilidade, é importante que no planejamento da sequência de operações de forjamento a dureza da peça após cada estágio de conformação possa ser estimada. Se a curva de escoamento e a relação entre a dureza e a deformação efetiva do material são conhecidas, a dureza final do componente pode ser prevista [156]. Dessa forma, é possível julgar a adequação do material ao processamento escolhido e prever se o produto final alcançará as especificações do cliente ou se será necessário um tratamento térmico final para aumento da dureza. Além disso, estas informações permitem avaliar se o processo pode ser concluído em um estágio, ou

se são necessários tratamentos térmicos intermediários para reduzir a dureza e aumentar a deformabilidade [156].

A Figura 5.6 mostra o efeito da deformação a frio na dureza Rockwell C do DIN 30MnVS6 após diferentes reduções em altura.

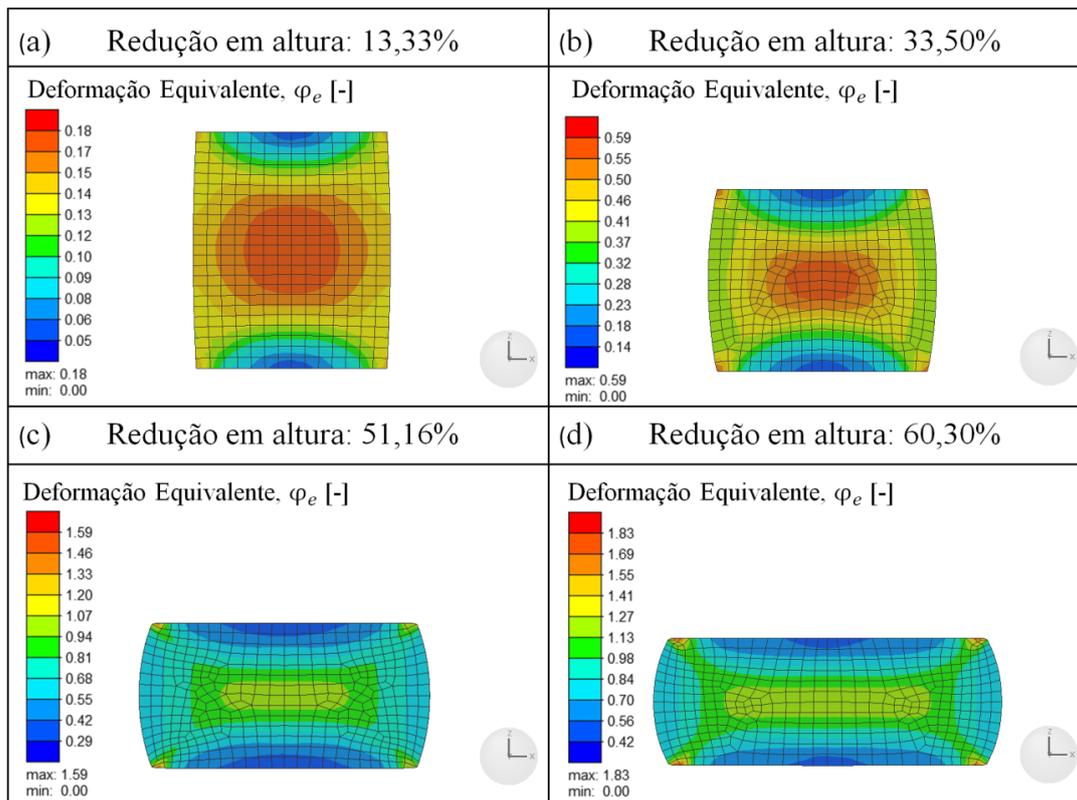


**Figura 5.6** Variação da dureza Rockwell C com o nível de redução em altura.

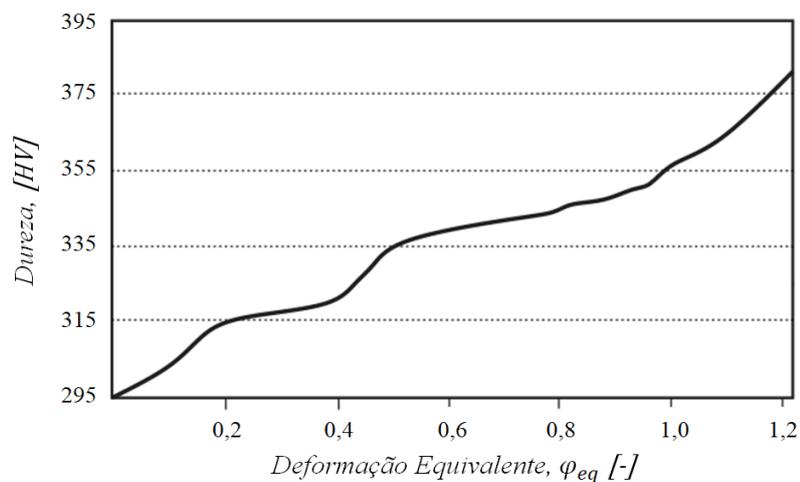
Devido ao atrito, a distribuição da deformação no material após a compressão não é uniforme. Dessa forma, para uma avaliação minuciosa do efeito da deformação a frio na dureza do DIN 30MnVS6, valores de dureza obtidos experimentalmente foram comparados com a distribuição de deformação equivalente obtida numericamente. Essa abordagem tem sido utilizada por vários pesquisadores [156-162]. KIM et al. (1996) realizaram ensaios de compressão a frio no aço AISI 1010 e mediram a dureza em vários locais da peça. Eles obtiveram a distribuição da deformação equivalente nas amostras de compressão através de uma análise de elementos finitos e correlacionaram a dureza medida e as deformações encontradas numericamente [157]. SONMEZ, F. O. e DEMIR, A. (2007) elaboraram um modelo analítico para a previsão da dureza baseada na distribuição da deformação equivalente na peça obtida por simulação numérica. O modelo foi validado experimentalmente, mostrando que a previsão da dureza é bastante precisa. OSAKADA e YANAGIMOTO (2010) mostraram que a distribuição da deformação equivalente na peça conformada obtida por simulação numérica pode ser usada na previsão das propriedades mecânicas de um produto.

A distribuição da deformação equivalente,  $\varphi_{eq}$ , ao longo da seção longitudinal das amostras após a compressão foi obtida por simulação numérica e é

mostrada na Figura 5.7. Devido à distribuição não uniforme da deformação ao longo da seção longitudinal, uma faixa de deformações entre 0,14 a 1,21 é observada a meia altura das amostras. Nesta região, foram realizadas medições de microdureza Vickers que são apresentadas em função do avanço da deformação a frio na Figura 5.8.



**Figura 5.7** Distribuição da deformação equivalente,  $\varphi_e$ , em amostras cilíndricas do aço DIN 30MnVS6 com diferentes reduções em altura.



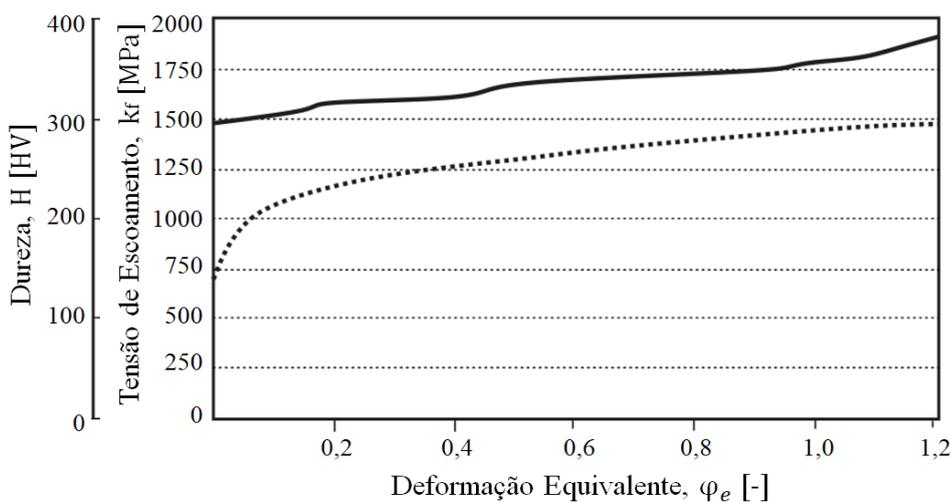
**Figura 5.8** Variação da dureza Vicker com o avanço da deformação equivalente.

Com o avanço da deformação a frio os valores de dureza são significativamente aumentados. Quando a deformação equivalente atinge 1,2 a dureza do material é de 382 HV, 29,5% mais alta do que a dureza inicial (em  $\varphi = 0$ ). O resultado mostrado na Figura 5.8 foi linearizado e o aumento da dureza em função da deformação equivalente pode ser expresso por:

$$HV = 60,019\varphi_{eq} + 298,65 \quad (\text{Equação 5.2})$$

Estudo anteriores buscaram correlacionar o aumento da dureza e da tensão de escoamento em materiais deformados a frio [162,163,168-170]. TEKKAYA (2001) relacionou a evolução da dureza Vickers e da tensão de escoamento durante a deformação a frio de diferentes materiais. Com esta relação foi possível determinar a tensão de escoamento local em peças forjadas a frio com precisão satisfatória. A Figura 5.9 mostra como a tensão de escoamento e a dureza Vickers variam com o aumento da deformação a frio do aço DIN 30MnVS6.

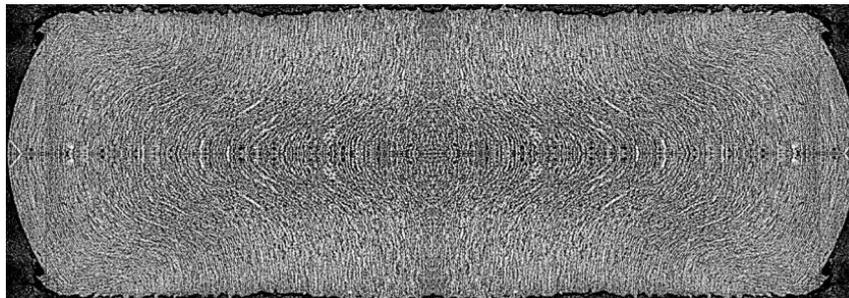
Na curva de escoamento apresentada na Figura 5.8, a partir de  $\varphi=0,112$  a tensão de escoamento cresce quase paralelamente a dureza Vickers. Segundo TEKKAYA, a partir deste ponto a razão entre a tensão de escoamento e a dureza Vickers é igual a 3,964. Para o aço DIN 30MnVS6, a razão  $k_f/HV$  não varia significativamente entre  $\varphi=0,112$  e  $\varphi=1,21$  e apresenta um valor médio igual a 3,9, estando de acordo com o proposto por TEKKAYA.



**Figura 5.9** Variação da dureza Vicker e da tensão de escoamento com o avanço da deformação equivalente.

### 5.3.1 Efeito da Deformação a Frio na Microestrutura do DIN 30MnVS6

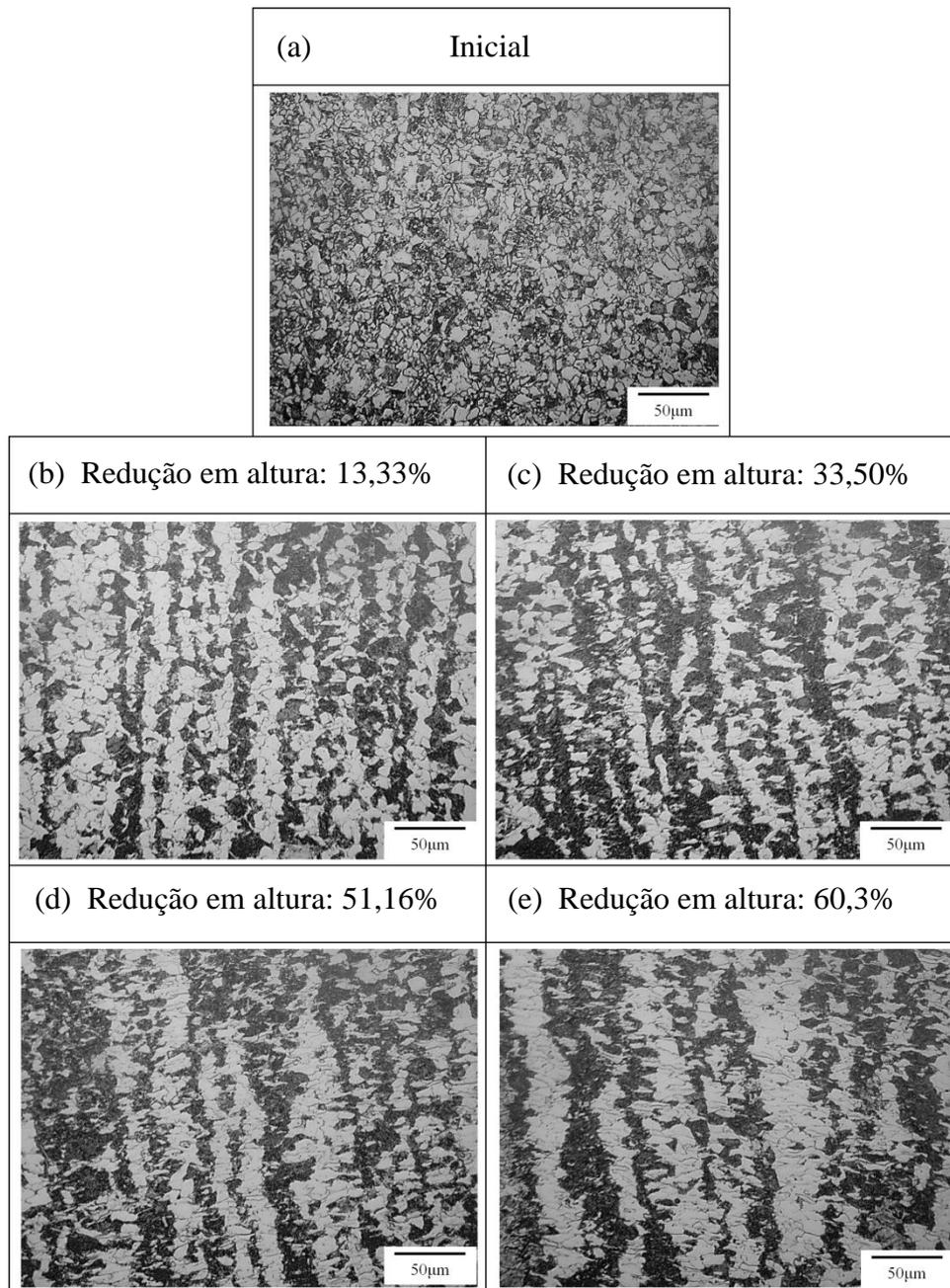
Os processos de forjamento, por induzirem o movimento do material sem removê-lo, geram uma movimentação das fibras ao longo da peça sem interrupções ou cortes. O resultado é um ganho excepcional nas propriedades mecânicas, como resistência à fadiga e ao impacto. A Figura 5.10 mostra a estrutura fibrosa de uma amostra cilíndrica com redução em altura de 60,30%.



**Figura 5.10** Macrografia da amostra cilíndrica submetida a redução em altura de 60,30%.

Microscopicamente, durante a deformação plástica os grãos mudam de forma e a quantidade de contornos de grãos por unidade de volume aumenta. Os grãos também mudam de orientação, assumindo uma orientação preferencial que forma a textura de deformação. A Figura 5.11 mostra micrografias óticas da seção longitudinal do DIN 30MnVS6 após diferentes níveis de deformação.

Como resultado do trabalho mecânico os grãos assumem a forma e a distribuição que correspondem aproximadamente à deformação do corpo como um todo [56]. Fica evidente, analisando a Figura 5.11, que conforme o grau de deformação aumenta, os grãos de ferrita distanciam-se da morfologia equiaxial inicial e alongam-se. As colônias de perlita, apesar da resistência superior a da matriz ferrítica, também se deformam, primeiro elasticamente e depois plasticamente, contudo essa deformação é substancialmente inferior à registrada nos grãos ferríticos [166]. Além da alteração na forma, a deformação também gerou um alinhamento das colônias de perlita. Este alinhamento segue as linhas de fluxo mostradas na 5.10 e é mais intenso em níveis mais elevados de deformação.

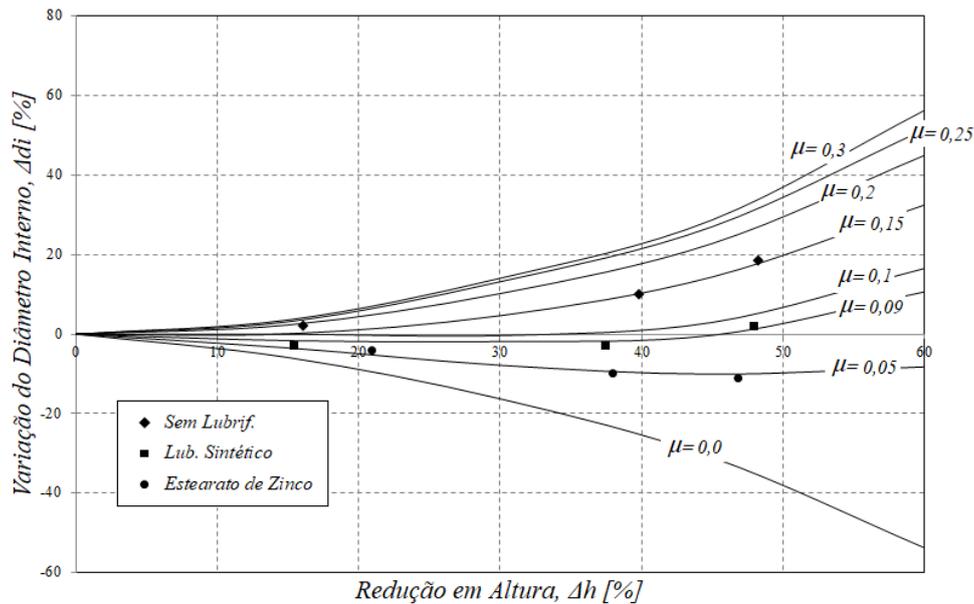


**Figura 5.11** Micrografias óticas da seção longitudinal de amostras cilíndricas submetidas a diferentes níveis de deformação.

#### 5.4 Análise do Atrito

As curvas de calibração do ensaio do anel para o aço DIN 30MnVS6, obtidas via elementos finitos, são mostradas na Figura 5.12. Nas curvas estão ajustados os valores experimentais das três condições de atrito empregadas nos ensaios de compressão realizados neste trabalho.

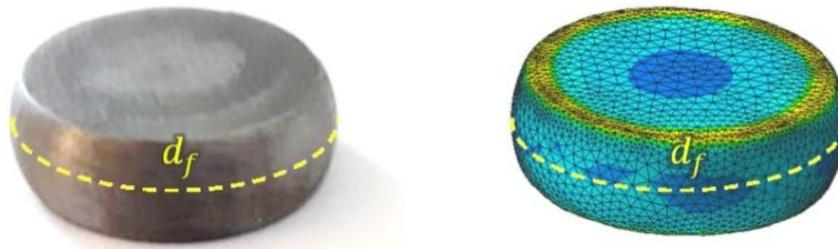
A aplicação de estearato de zinco nas interfaces de contato revelou-se a melhor condição de lubrificação apresentando coeficiente de atrito igual a 0,05. A aplicação do lubrificante sintético M1 gerou um coeficiente de atrito de 0,09. Quando não foi realizada lubrificação, o coeficiente de atrito foi de 0,15.



**Figura 5.12** Curvas de calibração do ensaio do anel para o aço DIN 30MnVS6.

O atrito tem papel fundamental na realização dos ensaios de compressão para determinação do diagrama de deformabilidade, intensificando as tensões circunferências de tração que acarretam a fratura superficial [25]. Para que os resultados numéricos sejam empregados em uma análise precisa dos ensaios experimentais, os valores dos coeficientes de atrito utilizados nas simulações devem quantificar com grande confiabilidade a condição real [54].

Para garantir a precisão dos resultados numéricos, duas formas de validação foram realizadas. Primeiro, as curvas força-deslocamento do procedimento experimental foram comparadas às obtidas através de simulações numéricas. Em seguida, foi realizada a comparação entre o valor do diâmetro máximo da amostra (a meia altura) obtido experimentalmente e numericamente ao final do processo [45]. A Figura 5.13 mostra como é realizada a medição.

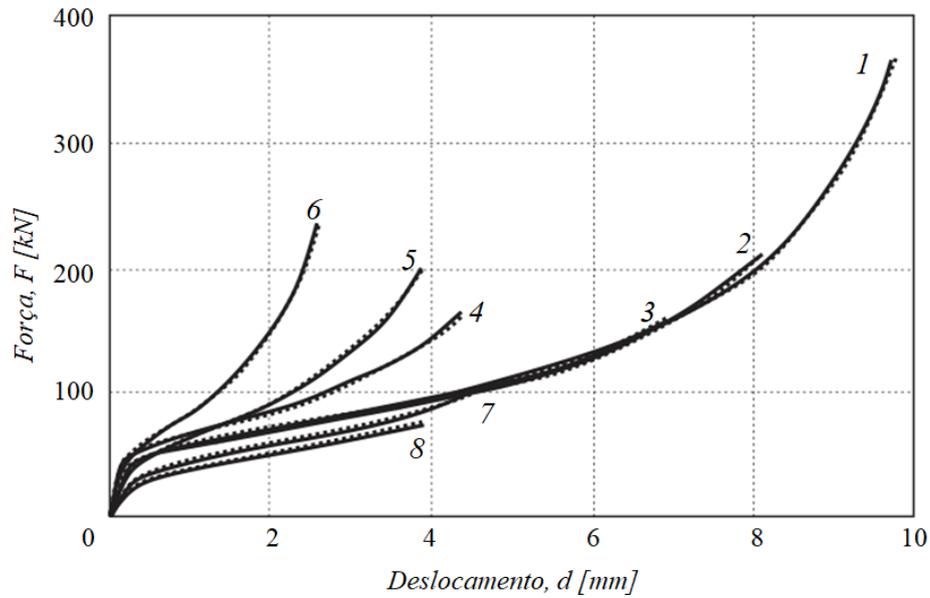


**Figura 5.13** Comparação entre o diâmetro máximo da amostra após o ensaio e a simulação numérica.

Os resultados numéricos demonstraram que os valores do coeficiente de atrito, definidos pelo ensaio do anel, foram capazes de refletir a condição real nos ensaios de compressão com amostras cilíndricas. Na compressão das amostras cônicas e flangeadas os resultados numéricos e experimentais divergiram consideravelmente. Dessa forma, para definir as condições de atrito desenvolvidas durante a compressão das amostras pré-embarriladas foi utilizada a análise inversa do processo. O valor correto do coeficiente de atrito foi encontrado iterativamente por simulações numéricas dos ensaios. A análise inversa dos ensaios, por tentativa e erro, foi realizada até que os resultados numéricos correspondessem aos obtidos experimentalmente.

Foi verificado que para as amostras pré-embarriladas o atrito é mais elevado. Nestas amostras, a condição não lubrificada gerou um coeficiente de atrito de 0,18. Esses resultados estão de acordo com a literatura [147] que mostra que condições de atrito mais severas são encontradas em amostras não cilíndricas, ou seja, com geometria pré-abaulada.

A Figura 5.14 mostra os resultados numéricos e experimentais da evolução da força em função do deslocamento para todas as condições testadas após o ajuste dos coeficientes de atritos. Os diâmetros finais,  $d_f$ , obtidos experimentalmente e a partir das simulações são listados na Tabela 5-2. Ambas as formas de validação mostraram ótima correlação entre os resultados numéricos e experimentais garantindo precisão a análise numérica dos ensaios de compressão.



Amostra	Geometria	$h_0/d_0$	Lubrificação
1	Cilíndrica	1,5	Estearato de Zinco
2	Cilíndrica	1,5	Lubrificante Sintético
3	Cilíndrica	1,5	Sem Lubrificante
4	Cilíndrica	1,0	Sem Lubrificante
5	Cilíndrica	0,75	Sem Lubrificante
6	Cilíndrica	0,5	Sem Lubrificante
7	Cônica	-	Sem Lubrificante
8	Flangeada	-	Sem Lubrificante

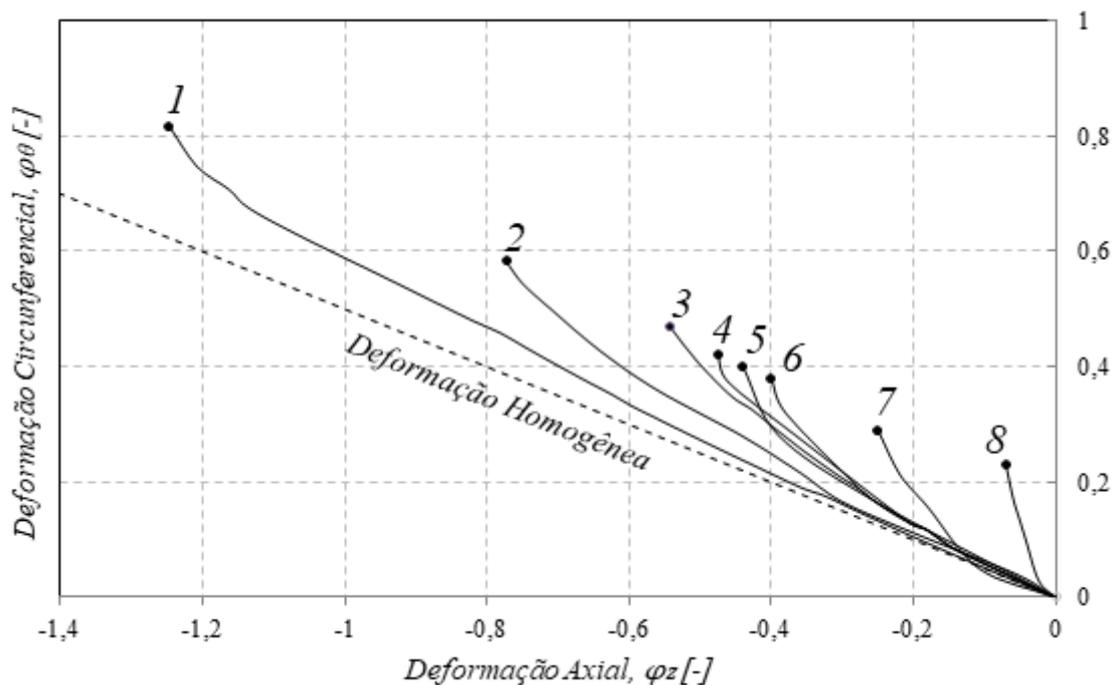
**Figura 5.14** Comparação entre os resultados experimentais (linha contínua) e simulados (pontilhado) da evolução da força com o deslocamento.

**Tabela 5-5-2** Diâmetros finais das amostras.

Amostra	Diâmetro final Experimental, $d_{fE}$ [mm]	Diâmetro final Numérico, $d_{fS}$ [mm]
1	18,86	18,63
2	14,34	14,30
3	12,69	12,94
4	12,31	12,26
5	11,39	11,32
6	11,19	11,05
7	10,71	10,63
8	10,02	10,17

## 5.5 Diagrama Limite de Deformabilidade do DIN 30MnVS6

Assumindo o sistema de coordenadas cilíndricas convencional, os componentes de deformação nas superfícies livres de amostras comprimidas consistem em deformações circunferenciais,  $\varphi_\theta$  (trativas) e axiais,  $\varphi_z$  (compressivas). As trajetórias de deformação determinadas experimentalmente para o aço DIN 30MnVS6 são mostradas, em termos das deformações superficiais principais, na Figura 5.15.



Amostra	Geometria	$h_0/d_0$	Lubrificação
1	Cilíndrica	1,5	Estearato de Zinco
2	Cilíndrica	1,5	Lubrificante Sintético
3	Cilíndrica	1,5	Sem Lubrificante
4	Cilíndrica	1,0	Sem Lubrificante
5	Cilíndrica	0,75	Sem Lubrificante
6	Cilíndrica	0,5	Sem Lubrificante
7	Cônica	-	Sem Lubrificante
8	Flangeada	-	Sem Lubrificante

**Figura 5.15** Trajetórias de deformação obtidas para o aço microligado DIN 30MnVS6.

A relação entre as deformações principais e, conseqüentemente, o comportamento das trajetórias de deformação obtidas nos ensaios de compressão é afetado pelo atrito e pela geometria inicial das amostras [167]. O conjunto de condições selecionado para a realização dos ensaios permitiu que uma ampla faixa de relações entre as deformações circunferenciais e axiais na fratura fosse obtida. Entre a amostra

flangeada, com a menor magnitude de  $\varphi_\theta$  e  $\varphi_z$  na fratura, e a amostra cilíndrica com lubrificação de estearato de zinco, condição com maior magnitude de  $\varphi_\theta$  e  $\varphi_z$  na fratura, a deformação axial variou entre -0,07 e -1,24, enquanto a deformação circunferencial variou de 0,22 a 0,81. Esta dispersão dos resultados, não só permite que a Linha Limite de Deformabilidade seja determinada, como também garante maior confiabilidade aos resultados.

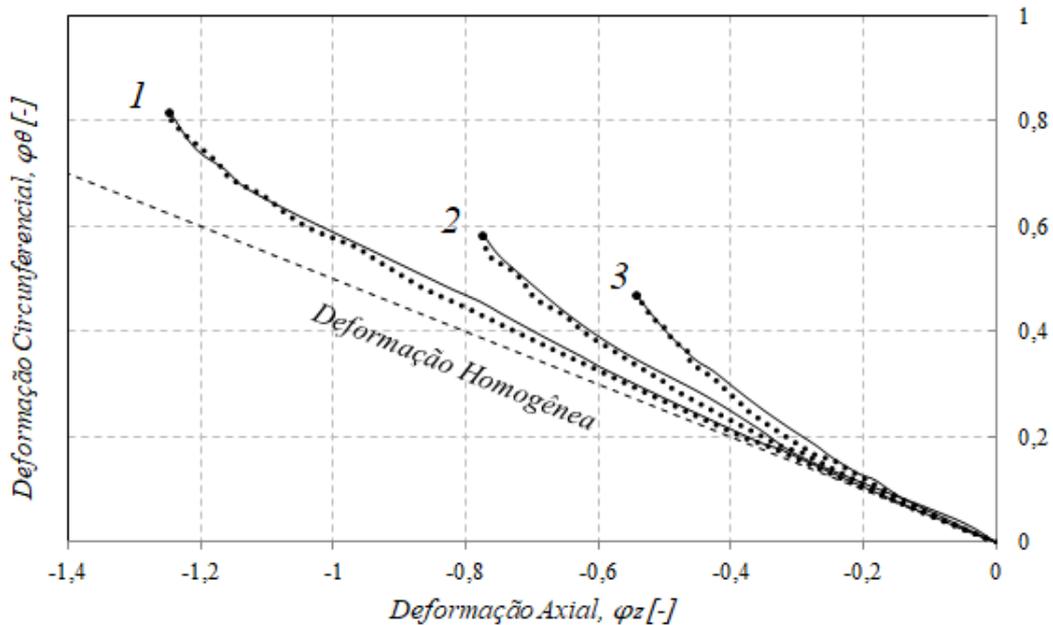
Apesar do comportamento distinto dos caminhos de deformação, algumas similaridades podem ser destacadas. Todas as trajetórias de deformação exibem não-linearidade desde o início até a fratura. Ainda, a inclinação dos caminhos de deformação aumenta conforme o ponto de medição se aproxima do ponto de fratura. Isso significa que no momento da fratura o incremento de deformação axial é quase nulo, enquanto o incremento de deformação circunferencial é elevado [168].

Para melhor entendimento de como as condições de atrito e a geometria das amostras influenciam a relação entre  $\varphi_\theta$  e  $\varphi_z$ , as trajetórias de deformação apresentadas na Figura 5.15 foram divididas em 3 grupos em que foram variados: o atrito, a relação entre a altura e o diâmetro inicial ( $h_0/d_0$ ) de amostras cilíndricas e a geometria das amostras mediante pré-embarrelamento por usinagem.

### 5.5.1 Efeito do Atrito

A Figura 5.16 mostra como a variação das condições de atrito afetam as trajetórias de deformação do aço DIN 30MnVS6. A geometria das amostras 1, 2 e 3 é idêntica e a alteração nos resultados deve-se apenas a modificação da condição de lubrificação. Também é mostrada a trajetória de deformação para compressão sem atrito, denominada deformação homogênea. Na deformação homogênea a ausência de atrito impede que o embarrelamento do cilindro se desenvolva e, assim, as tensões na superfície são uniformes. Teoricamente, nesta condição, os mecanismos de fissuração não podem ocorrer e a deformação de tração é igual à metade da deformação de compressão ao longo de toda trajetória de deformação, gerando uma inclinação constante de -0,5. Devido ao atrito, os caminhos de deformação determinados experimentalmente desviaram da inclinação da deformação homogênea.

As amostras 1, 2 e 3, devido as diferentes condições de lubrificação empregadas, apresentaram coeficiente de atrito de 0,05, 0,09 e 1,5, respectivamente. Na compressão com maior coeficiente de atrito (amostra 3) a inclinação da trajetória de deformação é maior e a relação entre  $\varphi_\theta$  e  $\varphi_z$  capaz de gerar a fratura é alcançada mais rapidamente.



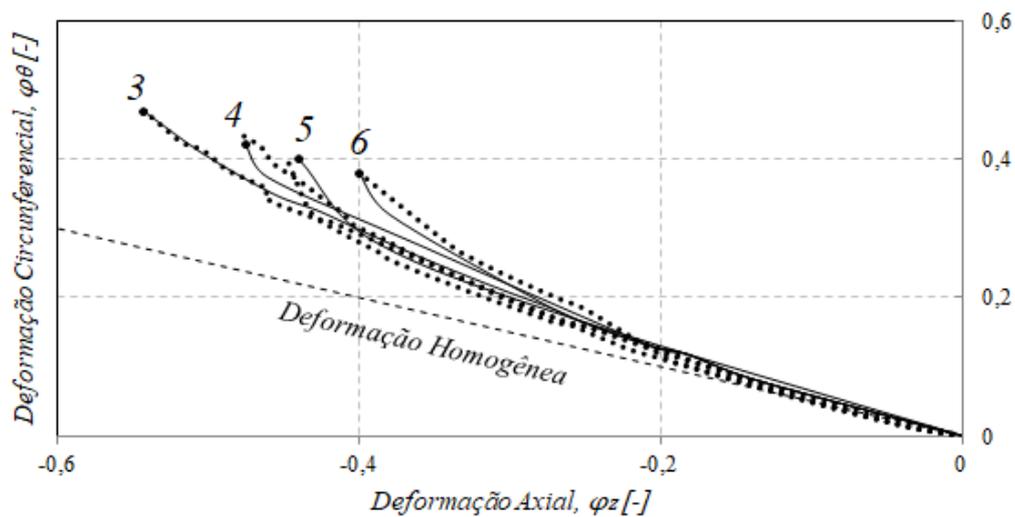
Amostra	Geometria	$h_0/d_0$	Lubrificação
1	Cilíndrica	1,5	Estearato de Zinco
2	Cilíndrica	1,5	Lubrificante Sintético
3	Cilíndrica	1,5	Sem Lubrificante
Linha contínua		Procedimento experimental	
Linha pontilhada		Simulação numérica	

**Figura 5.16** Efeito da variação das condições de atrito nas trajetórias de deformação do aço microligado DIN 30MnVS6.

Com a redução do coeficiente de atrito, a inclinação dos caminhos de deformação torna-se mais suave. Para amostra com  $\mu=0,05$  a trajetória torna-se quase linear, aproximando-se da deformação homogênea. Dessa forma, com a redução do atrito a magnitude das deformações superficiais na fratura é ampliada. Melhores condições de lubrificação reduzem o embarrelamento do cilindro e, conseqüentemente, a magnitude das tensões superficiais de tração na direção circunferencial. Assim, o grau de deformação alcançado antes da fratura é significativamente ampliado. Nos ensaios em que estearato de zinco foi utilizado como lubrificante uma redução em altura na fratura de 80,8% foi obtida, enquanto para a condição sem lubrificante esse valor foi de 57,6%.

### 5.5.2 Efeito das Dimensões Iniciais do cilindro

A Figura 5.17 mostra o efeito da razão entre a altura e o diâmetro inicial ( $h_0/d_0$ ) de amostras cilíndricas nos caminhos de deformação. A condição de atrito dos ensaios das amostras 3, 4, 5 e 6 foi a mesma para que apenas o efeito da alteração das dimensões iniciais fosse verificado. Já foi previamente discutido na Seção 3.7 como a relação  $h_0/d_0$  influencia a compressão de amostras cilíndricas. A distribuição desigual da deformação ao longo do material gerada pelo atrito durante a compressão é ampliada conforme a relação  $h_0/d_0$  é reduzida. Como resultado, o embarrilamento da amostra é acentuado inclinando a trajetória de deformação para cima. Assim, conforme a razão  $h_0/d_0$  das amostras foi reduzida de 1,5 para 0,5, a magnitude das deformações na fratura também foi reduzida.

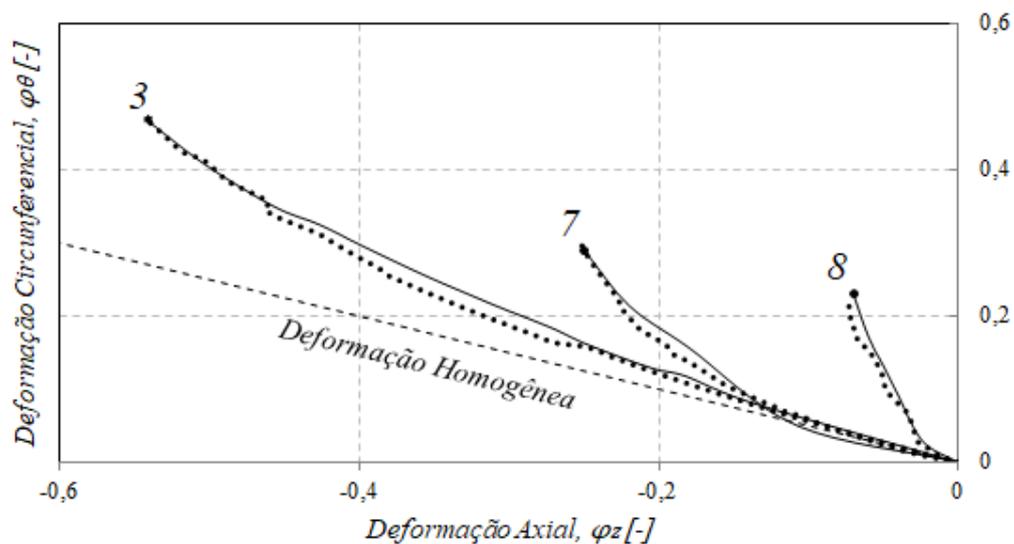


Amostra	Geometria	$h_0/d_0$	Lubrificação
3	Cilíndrica	1,5	Sem Lubrificante
4	Cilíndrica	1,0	Sem Lubrificante
5	Cilíndrica	0,75	Sem Lubrificante
6	Cilíndrica	0,5	Sem Lubrificante
Linha contínua		Procedimento experimental	
Linha pontilhada		Simulação numérica	

**Figura 5.17** Efeito da variação da relação  $h_0/d_0$  de amostras cilíndricas nas trajetórias de deformação do aço microligado DIN 30MnVS6.

### 5.5.3 Efeito do pré-embarrelamento das Amostras

A Figura 5.18 mostra o efeito da variação da geometria das amostras através do pré-embarrelamento por usinagem nas trajetórias de deformação. Os resultados das amostras cônicas e flangeadas são comparados ao resultado da amostra cilíndrica, sendo mantida a mesma condição de atrito em todos os ensaios.



Amostra	Geometria	$h_0/d_0$	Lubrificação
3	Cilíndrica	1,5	Sem Lubrificante
7	Cônica	-	Sem Lubrificante
8	Flangeada	-	Sem Lubrificante
Linha contínua		Procedimento experimental	
Linha pontilhada		Simulação numérica	

**Figura 5.18** Efeito do pré-embarrelamento das amostras nas trajetórias de deformação do aço microligado DIN 30MnVS6.

O pré-embarrelamento das amostras, com a usinagem de formas cônicas e flangeadas, permite que os efeitos abordados anteriormente sejam reunidos. As geometrias cônicas e flangeadas simulam o efeito da redução de  $h_0/d_0$  e ampliam o efeito do atrito, gerando até mesmo o aumento do coeficiente de atrito, como discutido na Seção 5.4. Como resultado, as trajetórias de deformação destas amostras exibem um aumento mais significativo da inclinação. A geometria flangeada apresenta o caminho de deformação com maior inclinação entre as amostras testadas. Este comportamento é muito semelhante ao encontrado em ensaios de tração axial, uma vez que a superfície da amostra é submetida a uma alta tensão circunferencial desde o início

[169]. A inclinação mais suave da trajetória de deformação da amostra cônica se assemelha a um comportamento intermediário entre os testes de tração e compressão [147].

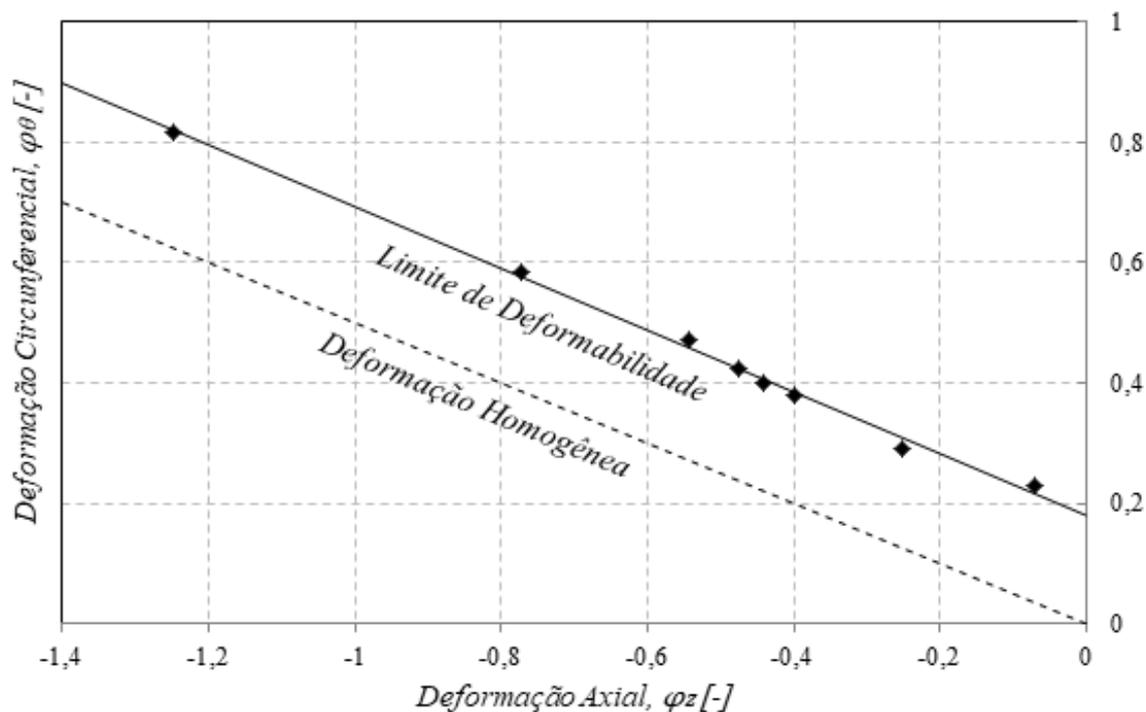
Nas Figuras 5.16, 5.17, e 5.18, além das trajetórias de deformação obtidas experimentalmente (linhas contínuas), são mostradas as evoluções das deformações superficiais obtidas por simulação numérica (linhas pontilhadas). Os resultados numéricos concordam com os experimentais ao longo de todas as trajetórias de deformação não apresentando diferenças superiores a 5% em nenhum ponto. Acredita-se que as diferenças relativamente pequenas entre os cálculos de elementos finitos e os resultados experimentais são provavelmente causadas por simplificações realizadas no processo de simulação. Nas simulações, o coeficiente de atrito é definido como sendo constante durante o ensaio. Possíveis variações no valor real do coeficiente de atrito durante a deformação plástica podem gerar uma diferença notável nos resultados numéricos. Além disso, nas simulações, o material é considerado isotrópico e homogêneo e qualquer detalhe do material que afete os resultados experimentais não é considerado nos cálculos numéricos [169].

#### 5.5.4 Limite de Deformabilidade do DIN 30MnVS6

A união dos valores das deformações principais no momento da fratura estabelece a Linha Limite de Deformabilidade mostrada na Figura 5.19. A Linha Limite de Deformabilidade do aço microligado DIN 30MnVS6 apresentou inclinação de -0,5128, desviando levemente da deformação homogênea. Dessa forma, a linha que estabelece o limite de deformabilidade do material pode ser expressa a partir da equação:

$$\varphi_{\theta f} = 0,18 - 0,5128\varphi_{zf} \quad (\text{Equação 5.3})$$

Onde,  $\varphi_{\theta f}$  e  $\varphi_{zf}$  são, respectivamente, as deformações circunferencial e axial na fratura. O valor de 0,18 corresponde à intersecção da linha na ordenada. Uma vez que a Linha Limite de Deformabilidade tem inclinação de aproximadamente -0,5 para a maioria dos metais, é o valor de intersecção com a ordenada que define a extensão da região segura de processamento no diagrama e, conseqüentemente da deformabilidade do material.



**Figura 5.19** Diagrama Limite de deformabilidade do aço microligado DIN 30MnVS6.

### 5.5.5 Análise das Tensões Superficiais

Os caminhos de deformação mostrados na Figura 5.18 foram aproximados por polinômios de terceiro grau e as equações que descrevem a variação de  $\varphi_{\theta}$  em função de  $\varphi_z$  estão listadas na Tabela 5-3.

O conhecimento do histórico experimental de deformações plásticas, expressa pelas equações da Tabela 5-3, permite a avaliação da evolução dos componentes de tensão superficiais em função da deformação equivalente,  $\varphi_{eq.}$ , como mostra a Figura 5.20. As linhas contínuas correspondem aos valores obtidos experimentalmente, calculados através das equações 3.28 e 3.29, enquanto as linhas pontilhadas referem-se aos resultados obtidos via simulação numérica.

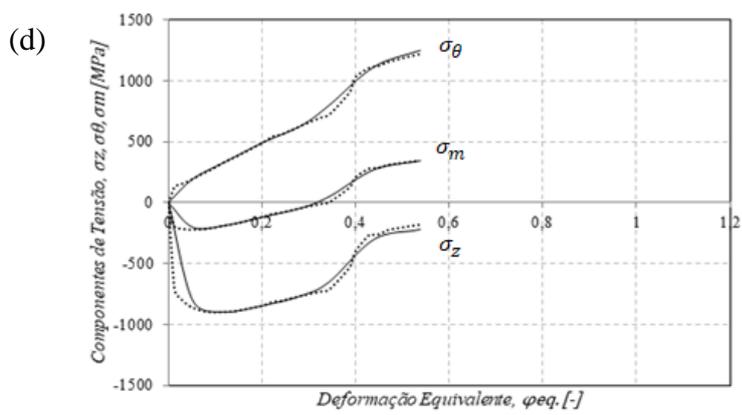
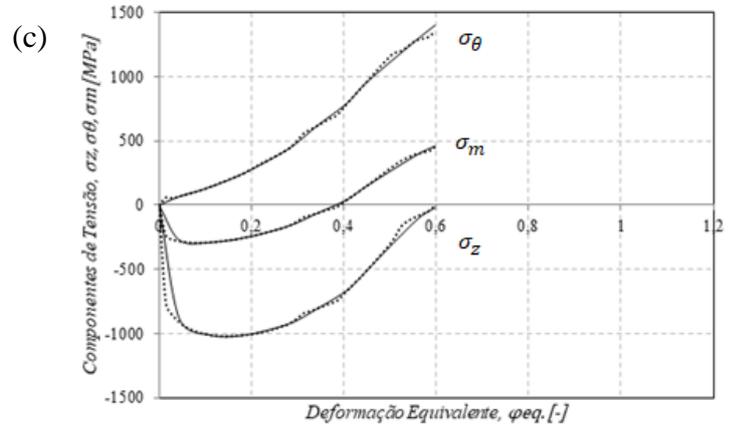
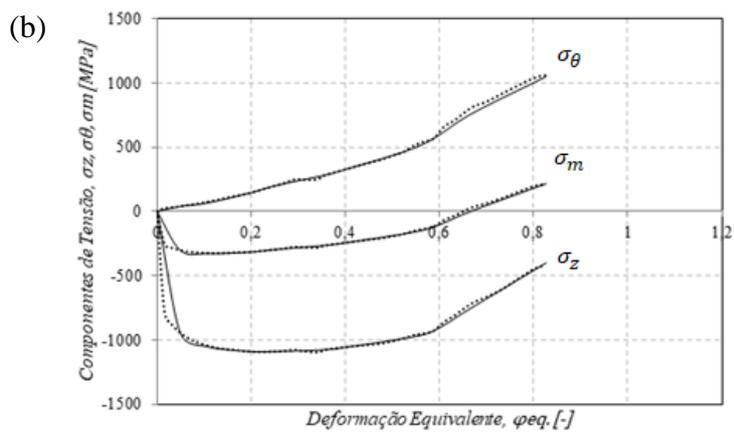
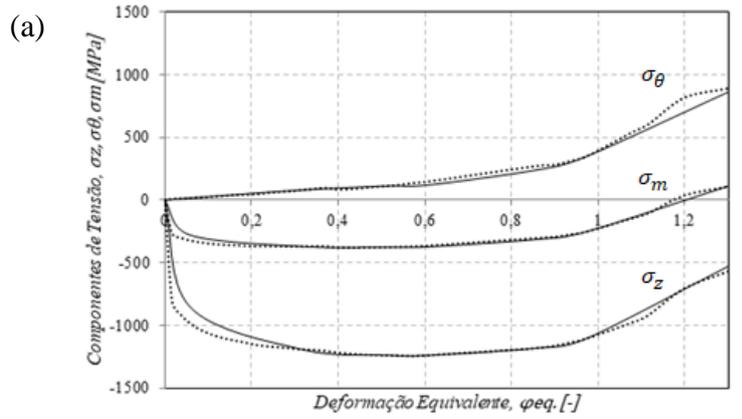
O gradiente de tensão radial,  $\sigma_r$ , é desprezível na região equatorial do cilindro, portanto, nesta região o estado de tensão é, essencialmente, de tensão plana. Além disso, os componentes de tensão e deformação de cisalhamento são nulos devido à simetria. O estado de tensão na região equatorial da superfície externa das amostras é, então, formado pelas tensões axial,  $\sigma_z$ , e circunferencial,  $\sigma_{\theta}$  [45].

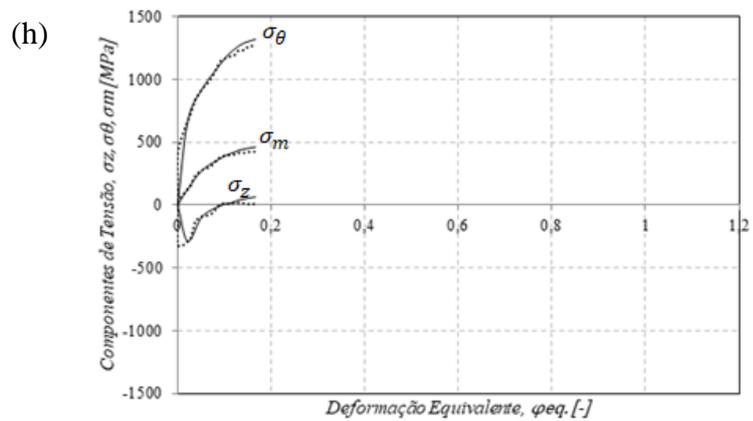
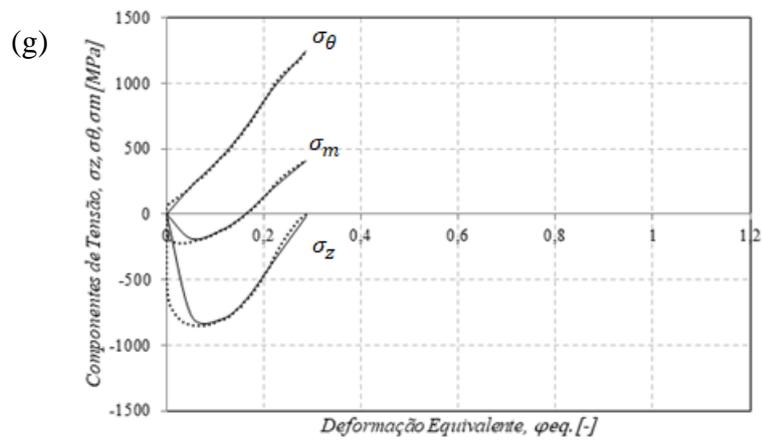
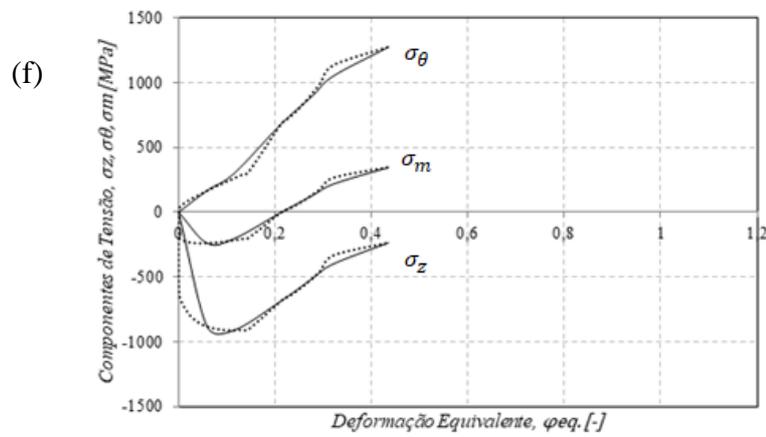
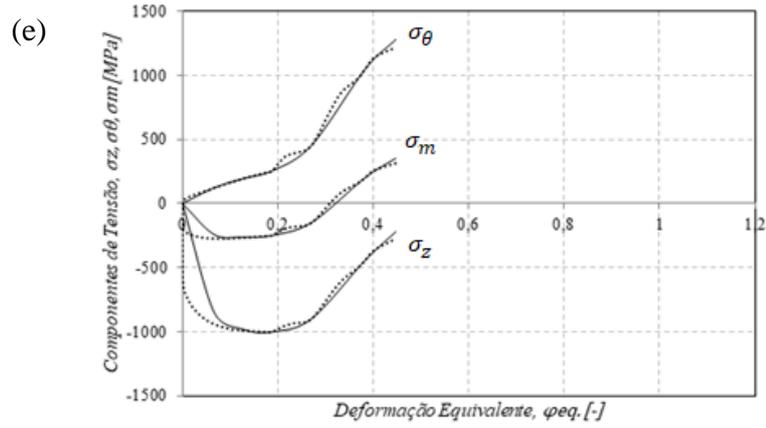
**Tabela 5-5-3** Equações que descrevem as trajetórias de deformação.

Amostra	Equação	R <sup>2</sup>
1	$\varphi_{\theta} = -0,0488\varphi_z^3 + 0,0158\varphi_z^2 - 0,5359\varphi_z - 0,0024$	0,9989
2	$\varphi_{\theta} = -0,507\varphi_z^3 + 0,1953\varphi_z^2 - 0,5892\varphi_z - 0,0024$	0,9999
3	$\varphi_{\theta} = -0,8696\varphi_z^3 + 0,0204\varphi_z^2 - 0,6125\varphi_z - 0,001$	0,9993
4	$\varphi_{\theta} = -0,7714\varphi_z^3 + 0,283\varphi_z^2 - 0,5529\varphi_z - 0,0003$	0,9975
5	$\varphi_{\theta} = -4,2764\varphi_z^3 - 1,6493\varphi_z^2 - 0,735\varphi_z - 0,0091$	0,9933
6	$\varphi_{\theta} = -6,6398\varphi_z^3 - 2,4695 - 0,8547 - 0,0008$	0,9974
7	$\varphi_{\theta} = 1,8517\varphi_z^3 + 5,3086\varphi_z^2 + 0,0619\varphi_z - 0,0002$	0,9975
8	$\varphi_{\theta} 326,8\varphi_z^3 + 71,672\varphi_z^2 + 0,1621\varphi_z - 0,0003$	0,9984

Analisando a Figura 5.20 é possível verificar que, para todas as condições de testes, com o avanço da deformação equivalente, o módulo das tensões de tração aumenta, enquanto o da tensão de compressão diminui. Conseqüentemente, o componente de tensão hidrostático,  $\sigma_m$ , torna-se cada vez mais trativo, o que gera uma alta tendência à fratura [31]. Apesar do comportamento aparentemente semelhante dos componentes de tensão, o nível de deformação equivalente alcançado antes da fratura variou consideravelmente. A amostra 1 obteve o melhor resultado, atingindo uma deformação equivalente próxima a 1,3 antes da fratura, enquanto a amostra 8, com o pior resultado, não ultrapassou uma deformação equivalente de 0,17.

A variação significativa da deformação na fratura entre as amostras testadas está associada às condições de teste. A comparação entre o comportamento da amostra deformada nas melhores condições, amostra 1, e o corpo de prova submetido as condições mais severas, amostra 8, permite a melhor compreensão de como as condições geométricas e de atrito afetam o estado de tensão local das amostras e, conseqüentemente a deformabilidade.





	Amostra	Geometria	$h_0/d_0$	Lubrificação
(a)	1	Cilíndrica	1,5	Estearato de Zinco
(b)	2	Cilíndrica	1,5	Lubrificante Sintético
(c)	3	Cilíndrica	1,5	Sem Lubrificante
(d)	4	Cilíndrica	1,0	Sem Lubrificante
(e)	5	Cilíndrica	0,75	Sem Lubrificante
(f)	6	Cilíndrica	0,5	Sem Lubrificante
(g)	7	Cônica	-	Sem Lubrificante
(h)	8	Flangeada	-	Sem Lubrificante
Linha contínua			Procedimento experimental	
Linha pontilhada			Simulação numérica	

**Figura 5.20** Evolução dos componentes de tensão circunferencial,  $\sigma_\theta$ , longitudinal,  $\sigma_z$ , e hidrostática,  $\sigma_m$ , em função da deformação equivalente,  $\varphi_{eq}$ , durante os ensaios de compressão.

Na compressão da amostra 1, devido a boa lubrificação, a tensão axial aumenta gradualmente durante a redução em altura. Ao longo de praticamente todo o ensaio a tensão média é compressiva. Assim, apenas no final da compressão as tensões de tração predominam na superfície do material, permitindo que níveis de deformação equivalente mais elevados sejam alcançados antes da fratura. Na amostra 8, por outro lado, a geometria flangeada e o atrito elevado fazem com que o estado de tensão seja trativo desde o início da compressão, com tensões circunferenciais elevadas e tensões axiais de baixa magnitude. O embarrilamento da amostra é tão severo que a tensão axial, inicialmente compressiva, torna-se trativa ao final do processo. Como resultado, o estado de tensão que produz as condições para a nucleação de trincas é alcançado mais rápido, ocasionando a fratura prematura da amostra.

É importante notar o efeito da lubrificação na magnitude das tensões de tração. Nas amostras 1 e 2, a lubrificação das interfaces de contato entre as peças e as ferramentas reduziu significativamente a intensidade das tensões circunferenciais na superfície das amostras. Com a redução de atrito, o embarrilamento das amostras também é reduzido, tornando as tensões de tração mais brandas. O valor máximo das tensões circunferenciais das amostras não lubrificadas praticamente não variou, sendo próximo a 1300 MPa para todas as geometrias (amostras 3 a 8). Já a lubrificação por estearato de zinco (amostra 1) gerou uma redução desse valor de aproximadamente 33%, enquanto o uso de lubrificante sintético (amostra 2) reduziu em praticamente 20% a tensão de tração máxima na superfície das amostras.

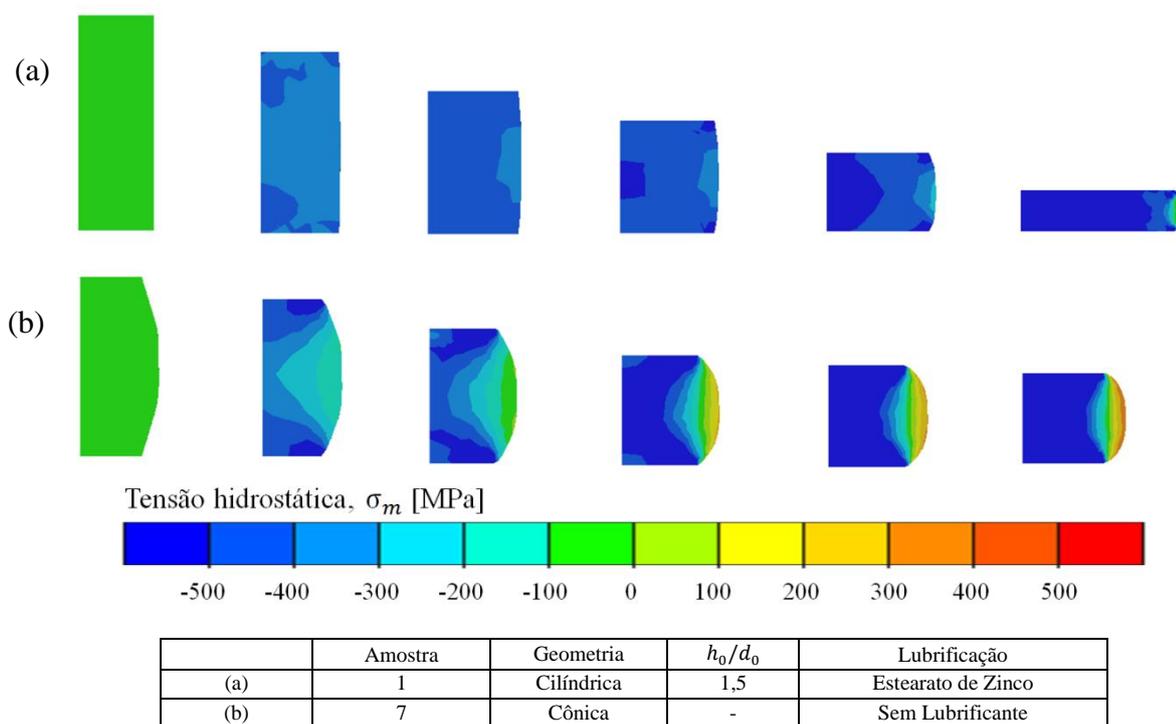
Fica claro que o aumento do atrito, a redução da relação  $h_0/d_0$  e, principalmente, o pré-embarrilamento das amostras, aceleram a mudança no estado de

tensão, de compressivo para trativo, e, dessa forma, a ocorrência da fratura. O estado de tensão induzido pelos parâmetros do processo influenciam significativamente o fechamento ou a abertura de pequenas trincas e podem limitar ou acelerar o seu crescimento. Devido a esse importante papel do estado de tensão, não é possível expressar a deformabilidade apenas em termos do material. A deformabilidade depende também das variáveis do processo, como deformação, velocidade de deformação e temperatura [25]. Os ensaios realizados neste estudo foram realizados a baixas velocidades, de forma que o efeito da temperatura e da velocidade de deformação pode ser negligenciado. Contudo, na prática industrial, muitas vezes são desenvolvidas velocidades de deformação superiores a  $50 \text{ s}^{-1}$ , podendo gerar um aumento de temperatura no material de trabalho de até  $350^\circ\text{C}$  [2]. Nestes casos, o efeito da temperatura e da velocidade de deformação deve ser controlado durante o processo.

Estes resultados demonstram que na conformação sob tensão compressiva graus de deformação significativamente mais altos podem ser alcançados, em comparação a processos de deformação dominados por tensão de tração. Ou seja, para um determinado material, temperatura e velocidade de deformação, quanto maior a tensão hidrostática compressiva, melhor a deformabilidade do material [159].

A correlação entre os resultados numéricos e experimentais mostrados na Figura 5.20 foi boa, permitindo ampliar a análise das tensões através das simulações numéricas. A Figura 5.21 mostra a distribuição das tensões hidrostáticas nas seções longitudinais das amostras cilíndrica com  $h_0/d_0 = 1,5$  (amostra 1) e cônica (amostra 7) até o momento da fratura.

Devido a excelente condição de lubrificação, o estado de tensão na amostra cilíndrica é predominantemente compressivo até o penúltimo estágio registrado na Figura 5.21. O embarrilamento da amostra só se desenvolve, alterando o estado de tensão, quando a altura da amostra se torna muito pequena em comparação o diâmetro. A partir deste instante o embarrilamento da amostra acentua-se alterando a tensão hidrostática na superfície, enquanto o restante do volume tem seu estado de tensão praticamente inalterado. A alteração do estado de tensão superficial, com a intensificação das tensões trativas, gera, rapidamente, a fratura nesta região.



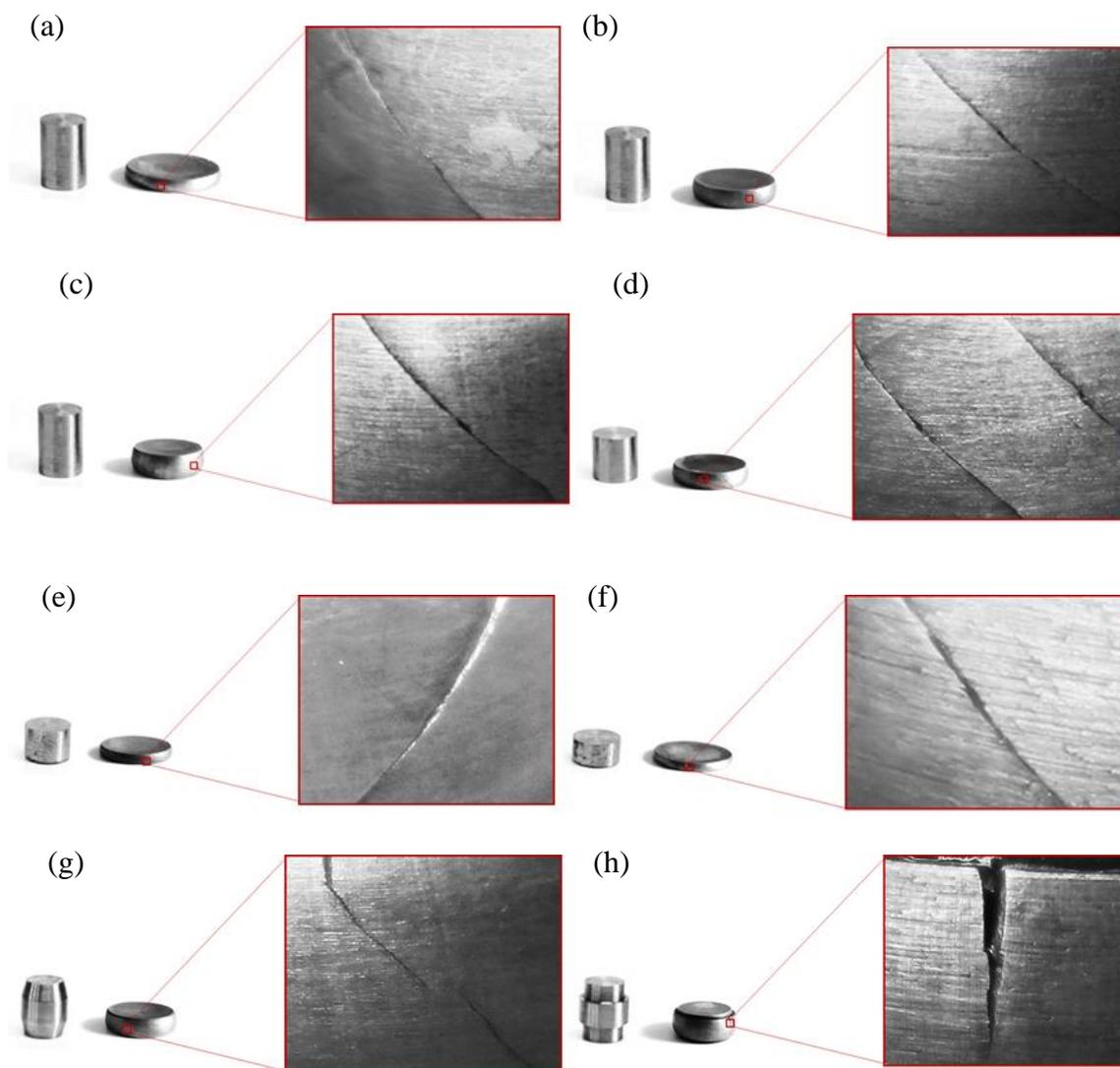
**Figura 5.21** Variação da tensão hidrostática durante os ensaios de compressão.

Na amostra cônica, devido ao embarrilamento, a tensão média superficial torna-se positiva prematuramente. Com a rápida predominância do estado de tensão trativo, o restante da compressão resulta apenas na concentração das tensões de tração na superfície e o aumento do módulo de  $\sigma_\theta$  até a fratura do material. Ainda, do ponto de vista mecânico, é importante notar que após a compressão a forma da amostra cônica é idêntica à cilíndrica, reforçando a ideia de que se comporta como uma amostra cilíndrica pré-embarrilada [147].

### 5.5.6 Análise das Trincas Superficiais

A Figura 5.22 mostra os corpos de prova antes e após a realização dos testes de compressão, com destaque para as trincas superficiais decorrentes dos ensaios.

O exame macroscópico do aspecto das trincas superficiais mostrou que todas as amostras cilíndricas apresentaram trincas à 45° da superfície, independente da condição de lubrificação e da relação  $h_0/d_0$ . A amostra cônica apresentou trincas mistas que se propagaram longitudinalmente próximo à superfície e tornaram-se oblíquas próximo ao centro da amostra. A amostra flangeada, por outro lado, apresentou trincas longitudinais.



	Amostra	Geometria	$h_0/d_0$	Lubrificação
(a)	1	Cilíndrica	1,5	Estearato de Zinco
(b)	2	Cilíndrica	1,5	Lubrificante Sintético
(c)	3	Cilíndrica	1,5	Sem Lubrificante
(d)	4	Cilíndrica	1,0	Sem Lubrificante
(e)	5	Cilíndrica	0,75	Sem Lubrificante
(f)	6	Cilíndrica	0,5	Sem Lubrificante
(g)	7	Cônica	-	Sem Lubrificante
(h)	8	Flangeada	-	Sem Lubrificante

**Figura 5.22** Amostras de compressão após a realização dos ensaios.

Nos ensaios de compressão e em operações de forjamento a frio, a forma como as trincas superficiais se propagam depende fundamentalmente das condições de atrito na interface peça-ferramenta e da geometria inicial da amostra [46]. Apesar da alteração das condições de atrito e da relação  $h_0/d_0$  não ter afetado a forma como as

trincas se formaram, o pré-embarrilamento das amostras foi capaz de mudar o tipo de trinca das amostras cônica e flangeada.

KUDO e AOI (1967) relacionaram o modo de fratura superficial com as tensões desenvolvidas na superfície de amostras submetidas à compressão. Segundo o estudo, trincas longitudinais se formam quando, na fratura, a tensão axial na superfície da peça é compressiva, enquanto trincas oblíquas ocorrem quando a tensão axial é trativa no momento da fratura.

Observando os componentes de tensão mostrados na Figura 5.20, é possível verificar que, no momento da fratura, os componentes de tensão axial das amostras cilíndricas e cônica são compressivos, enquanto o da amostra flangeada é trativo. Dessa forma, o aspecto das trincas encontradas nas amostras cilíndricas e flangeadas estão de acordo com o resultado encontrado por KUDO e AOI. Na amostra cônica, apesar da tensão axial manter-se negativa, no momento da fratura, a magnitude do componente de tensão foi muito baixa. Acredita-se que este seja o motivo para o surgimento da fratura mista.

## **5.6 Critérios de Fratura Dúctil**

Nesta seção são apresentados os resultados referentes ao estudo da deformabilidade do DIN 30MnVS6 através dos critérios de fratura dúctil de Cockcroft-Latham, de Oyane e de Johnson-Cook. Os três critérios estão incorporados ao software Simufact Forming 15.0 em que as simulações numéricas que apoiam a análise foram realizadas.

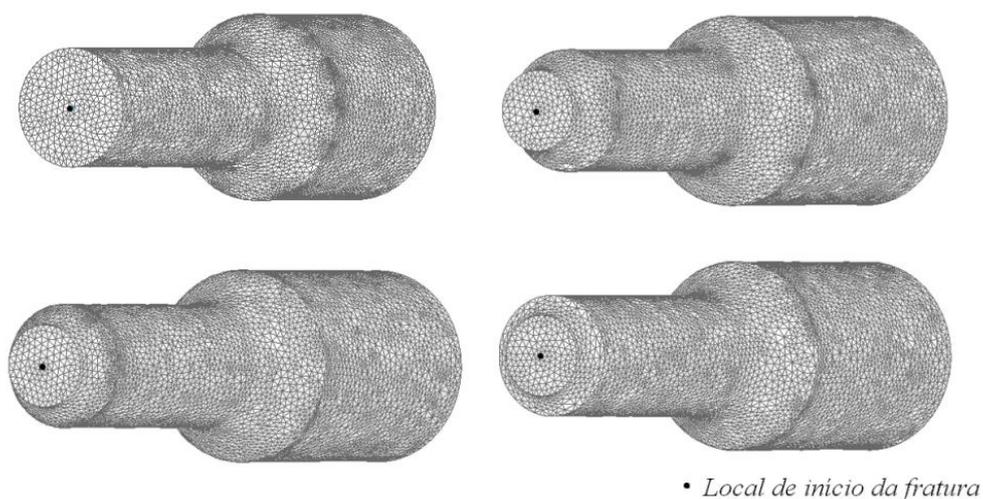
Os critérios de Oyane e de Johnson-Cook necessitam da identificação de constantes associadas ao material. Dessa forma, primeiramente, são mostrados os resultados dos ensaios utilizados para a calibração destes modelos. Sem seguida, os ensaios de compressão apresentados na seção 5.5 e os ensaios de tração da seção 5.6.1 são utilizados para a definição dos valores de dano crítico dos critérios de fratura dúctil investigados.

### 5.6.1 Ensaios de Tração para Calibração dos Critérios de Fratura Dúctil

O momento da fratura pode ser determinado diretamente nos ensaios quando a fratura tem início na superfície, como é o caso dos ensaios de compressão [171]. Contudo, nos ensaios de tração isso não é possível, uma vez que a fratura tem início no interior das amostras. Neste caso, os resultados das simulações tornam-se fundamentais para a definição do momento da fratura [172].

Nos ensaios de tração, o deslocamento crítico, definido por meio da diminuição repentina da força, é utilizado para indicar o início da fratura. Supõe-se que o início da trinca é seguido por um rápido crescimento até a separação total do material, de forma que esses fenômenos podem ser considerados simultâneos. Definido o deslocamento crítico, a deformação equivalente na fratura pode, então, ser obtida a partir simulações numéricas [30].

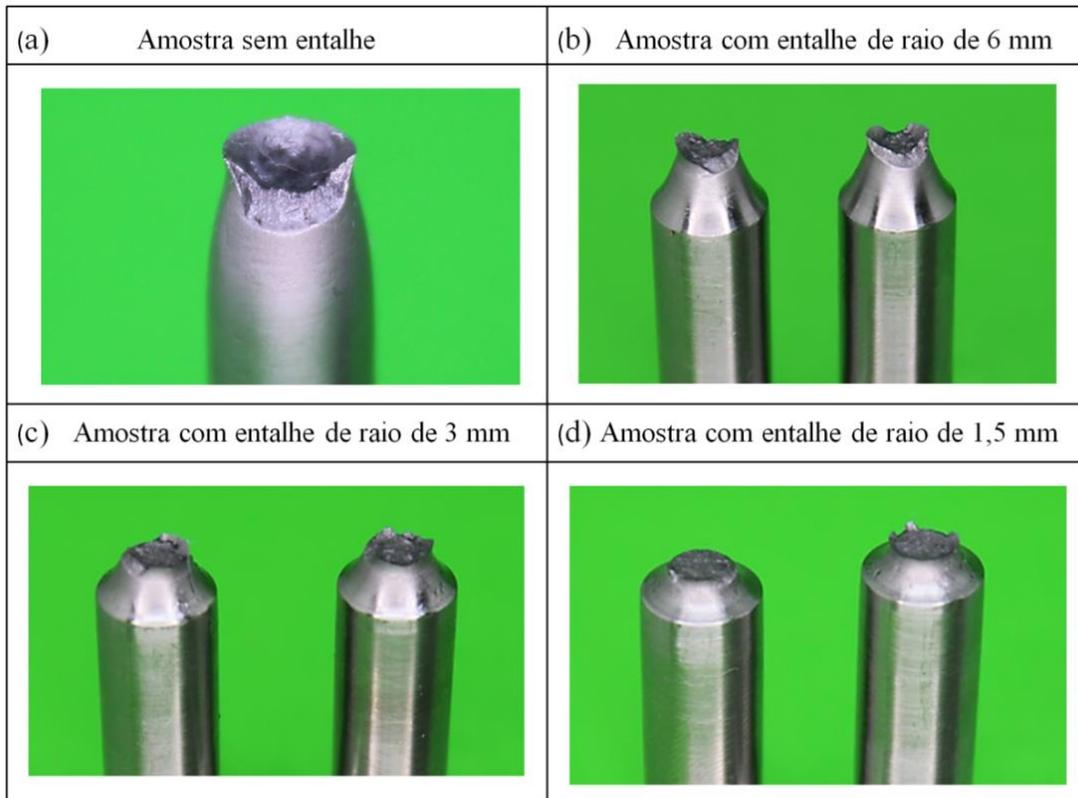
Durante os ensaios de tração, a fratura é iniciada no centro das amostras, onde o fator de triaxialidade e a deformação equivalente são maiores [60,72]. A Figura 5.23 mostra os locais de início da fratura onde foram obtidos os resultados numéricos.



**Figura 5.23** Locais do início da fratura nos ensaios de tração.

O entendimento que a fratura tem início no centro da seção transversal das amostras de tração é confirmado pela Figura 5.24. A Figura 5.24 mostra o aspecto da fratura das amostras de tração após os ensaios, conhecida como “taça e cone”. Neste modo de fratura, a separação do material começa no centro do corpo de prova e depois se

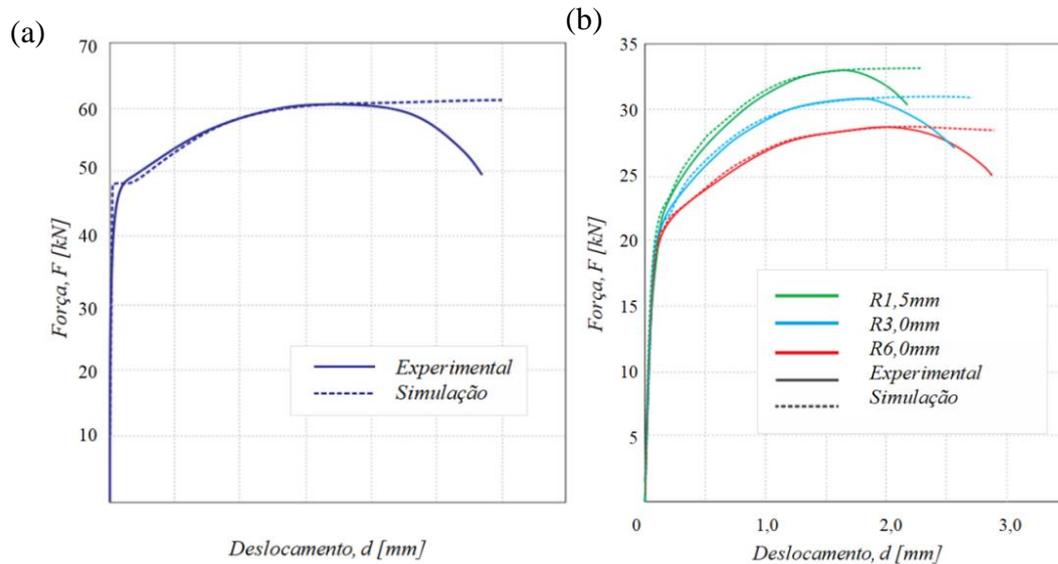
propaga rapidamente por uma separação cisalhante em direção à região externa [56]. Estes resultados validam a escolha do local de obtenção dos resultados numéricos mostrados na Figura 5.23.



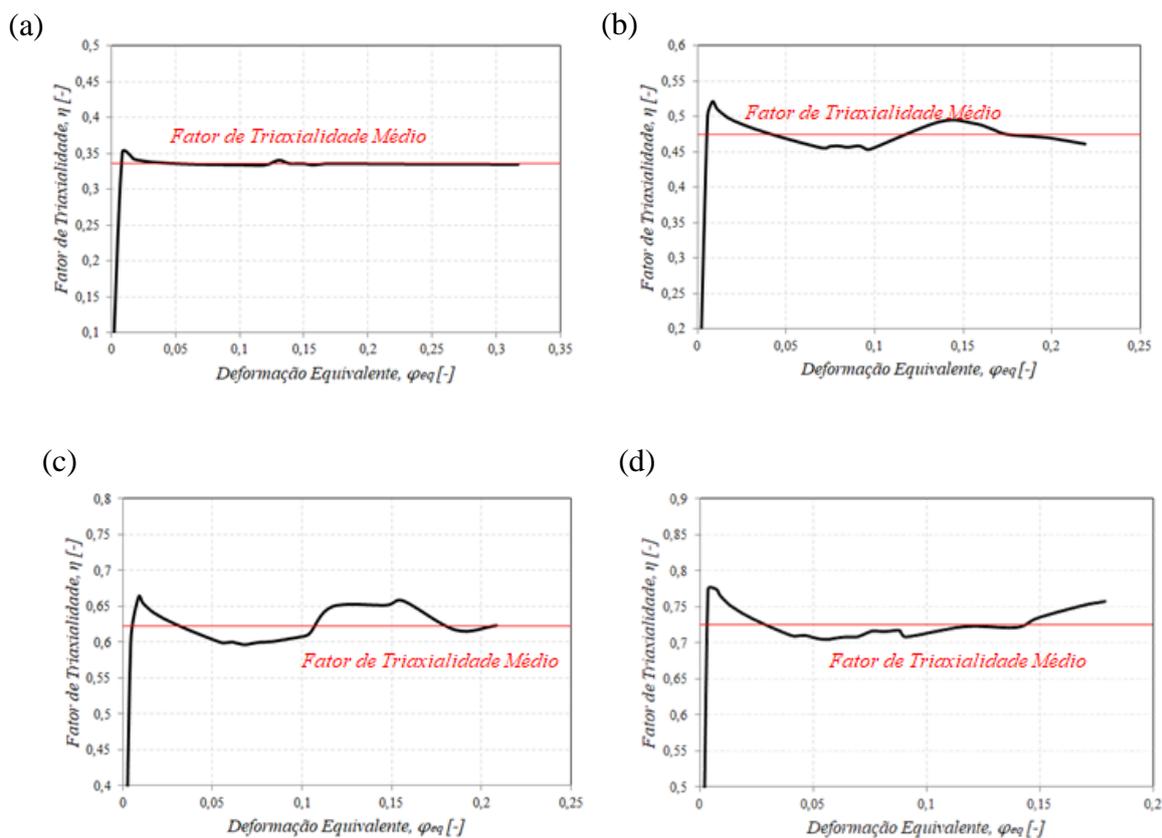
**Figura 5.24** Amostras de tração após a realização dos ensaios.

A Figura 5.25 mostra as curvas força-deslocamento, experimentais e simuladas, do ensaio de tração com amostra sem entalhe (Figura 5.25(a)) e com amostras entalhadas (Figura 5.25(b)). A sensibilidade das curvas ao entalhe é evidente. Conforme menor é o raio do entalhe, menor também é o deslocamento crítico.

A correlação dos resultados experimentais e numéricos foi quase perfeita permitindo a definição dos componentes de tensão e de deformação nos locais de formação da trinca. A Figura 5.26 mostra a variação do fator de triaxialidade em função do deslocamento até o momento de início da fratura para todas as amostras de tração.



**Figura 5.25** Curvas força-deslocamento dos ensaios de tração com (a) amostra sem entalhe e (b) amostras entalhadas.



**Figura 5.26** Variação do fator de triaxialidade com a deformação equivalente nos ensaios de tração de amostras (a) sem entalhe, (a) com entalhes de raio 1,5 mm; (b) 3,0 mm e (c) 6,0 mm.

A deformação equivalente na fratura e o a média do fator de triaxialidade de cada geometria estão listados na Tabela 5.4. As triaxialidade médias das amostras foram diferentes e mantiveram aproximadamente a mesma distância entre si. Estes resultados foram utilizados na definição dos parâmetros associados ao material dos critérios de fratura dúctil de Oyane e de Johnson-Cook. Vale salientar, que as relações entre o fator de triaxialidade médio e a deformação equivalente na fratura apresentadas na Tabela 5-4 podem ser utilizadas para a calibração de outros critérios baseados no efeito da triaxialidade na fratura dúctil.

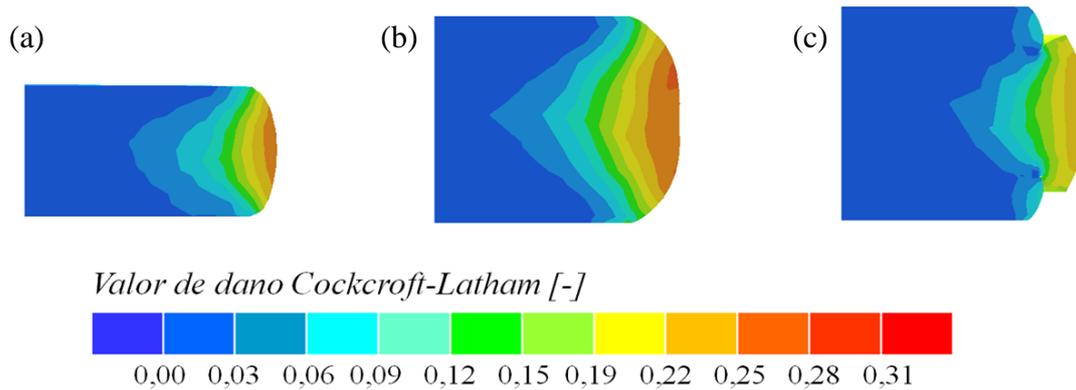
**Tabela 5-5-4** Relação entre o fator de triaxialidade médio e a deformação equivalente na fratura para as amostras de tração.

Amostra	Fator de Triaxialidade médio, $\bar{\eta}$ , [-]	Deformação Equivalente na Fratura, $\varphi_{eq}^f$ [-]
Sem entalhe	0,3361	0,3169
Raio 6,0 mm	0,4747	0,2306
Raio 3,0 mm	0,6251	0,2084
Raio 1,5 mm	0,7254	0,1787

## 5.6.2 Critério de Cockcroft-Latham

### 5.6.2.1 Ensaios de Compressão

O Critério de Cockcroft-Latham (normalizado) foi capaz de prever com precisão o local de fratura das amostras durante a compressão. Isso pode ser verificado na Figura 5.27 que mostra, como exemplos, o resultado da simulação numérica referente ao dano CL das amostras 1, 6 e 7. O local em que o dano máximo foi verificado coincide exatamente com o local da fratura das amostras, isto é, na superfície externa a meia altura.

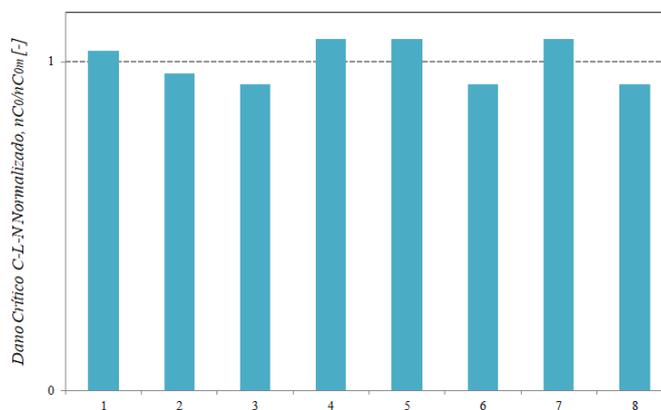


**Figura 5.27** Resultado da simulação numérica referente ao dano do Critério de Cockcroft-Latham para as amostras de compressão.

A Tabela 5-5 lista o valor de dano crítico definido para cada condição de ensaio de compressão.

**Tabela 5-5-5** Valores de dano crítico obtidos nos ensaios de compressão.

Amostra	Valor de Dano Crítico CL, $nC_0$ [-]
1	0,3
2	0,28
3	0,27
4	0,31
5	0,31
6	0,27
7	0,31
8	0,27

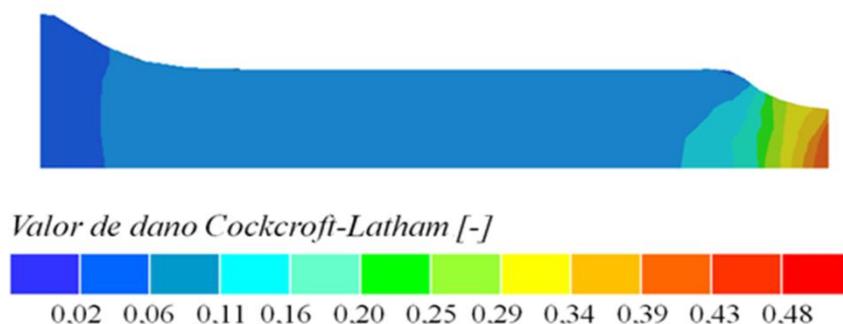


**Figura 5.28** Valor do dano crítico C-L normalizado para as amostras de compressão.

Uma forma de avaliar um critério de fratura é apresentar os valores de dano crítico,  $nC_0$ , em relação ao dano crítico médio,  $nC_{0m}$ , ( $nC_0/nC_{0m}$ ) [31,147], como mostra a Figura 5.28. É possível verificar que o valor de dano crítico C-L apresentou um alto nível de regularidade. Nas condições analisadas, o dano crítico C-L pouco variou, apresentando valores entre 0,27 e 0,31. Assim, o valor de dano crítico médio de 0,29 pode ser considerado o valor de dano crítico Cockcroft-Latham para o aço DIN 30MnVS6.

### 5.6.2.2 Ensaios de Tração

A Figura 5.29 mostra a distribuição do dano Cockcroft-Latham ao longo da amostra de tração com entalhe de raio de 3 mm. É possível verificar que o valor máximo é encontrado no centro da seção transversal, mesmo ponto onde se acredita que a fratura tem início. Este comportamento foi verificado na simulação de todas as amostras de tração, sendo o Critério Cockcroft-Latham capaz de prever o local de fratura nestas condições.



**Figura 5.29** Resultado da simulação numérica referente ao dano do Critério de Cockcroft-Latham para a amostra de tração com entalhe de raio de 3mm.

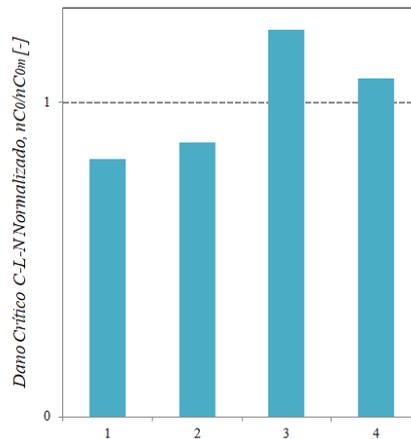
Diferente do que ocorreu na compressão, o valor de dano crítico obtido nos ensaios de tração variou significativamente. A Figura 5.30 mostra os valores de dano crítico das amostras de tração em relação ao dano crítico médio ( $nC_0/nC_{0m}$ ). Um desvio de aproximadamente 33% em relação ao valor crítico médio de 0,39 foi verificado.

A Tabela 5-6 lista o valor de dano crítico definido para cada condição de ensaio de tração.

**Tabela 5-6** Valores de dano crítico CL obtidos nos ensaios de tração.

Amostra	Valor de Dano Crítico C-L, $nC_0$ [-]
Sem entalhe	0,32
Raio 1,5 mm	0,34
Raio 3 mm	0,48
Raio 6 mm	0,42

O valor de dano crítico verificado nas amostras de tração foi mais elevado do que o obtido nos ensaios de compressão. O valor de dano crítico CL médio encontrado nos ensaios de tração do DIN 30MnVS6 foi 25,6% mais elevado do que o valor médio encontrado nos ensaios de compressão.



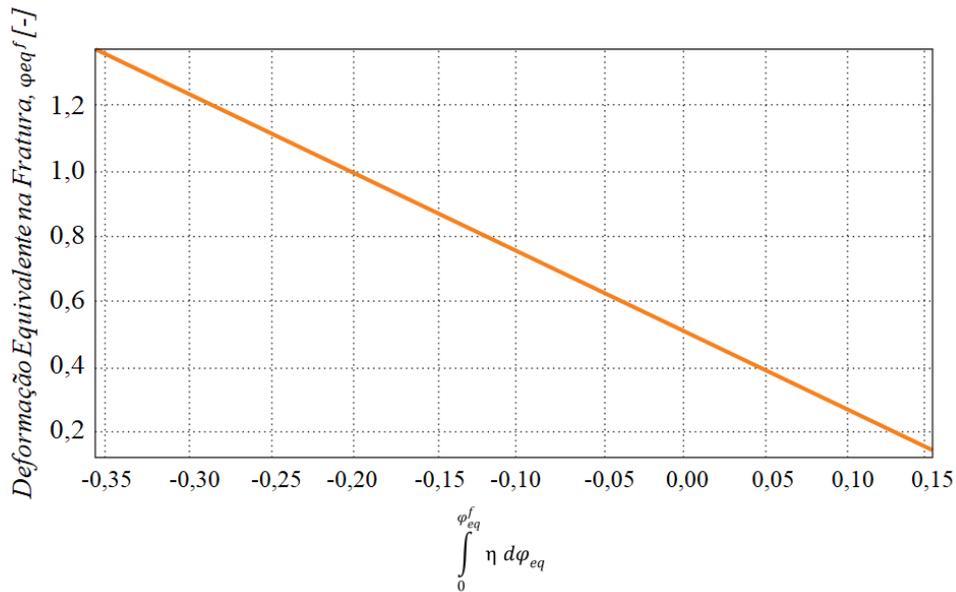
**Figura 5.30** Valor do dano crítico CL normalizado para as amostras de tração.

### 5.6.3 Critério de Oyane

A constante do critério de Oyane é definida através da inclinação da reta que caracteriza a relação entre a deformação equivalente na fratura e a integral [57]:

$$\int_0^{\varphi_{eq}^f} \eta d\varphi_{eq} \quad (\text{Equação 5.4})$$

A partir dos resultados dos ensaios de tração da Seção 5.6 o gráfico apresentado na Figura 5.31 foi construído e a constante de Oyane do aço DIN 30MnVS6 foi definida como sendo igual a 2,366.



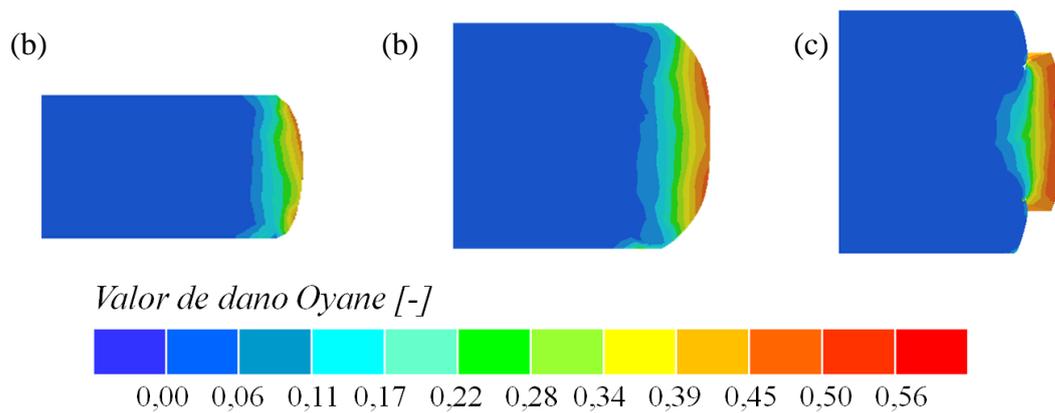
**Figura 5.31** Relação entre a deformação equivalente na fratura e a integral  $\int_0^{\varphi_{eq}^f} \eta d\varphi_{eq}$ .

### 5.6.3.1 Ensaios de Compressão

A distribuição do dano do Critério de Oyane obtida numericamente para as amostras 1, 7 e 8 é mostrada na Figura 5.32. O local em que o valor máximo de dano foi verificado nas geometrias submetidas à compressão foi compatível com o local de início de fratura de todas as amostras.

A relação entre os valores da Tabela 5-7 com o valor de dano crítico médio encontrado para o critério de Oyane é mostrada na Figura 5.33. É possível verificar que o valor do dano crítico não variou significativamente, legitimando a definição do valor médio, de 0,5175, como dano crítico do Critério de Fratura Oyane para o DIN 30MnVS6.

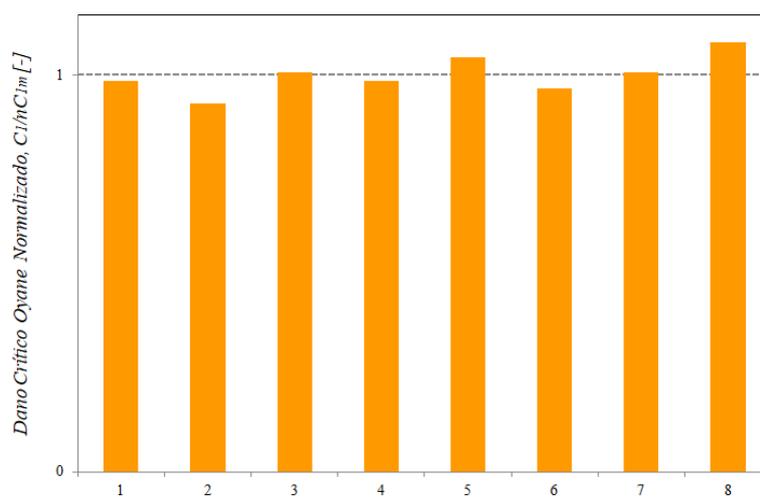
A Tabela 5-7 lista o valor de dano crítico definido para cada condição de ensaio de compressão.



**Figura 5.32** Resultado da simulação numérica referente ao dano do Critério de Oyane para as amostras de compressão.

**Tabela 5-7** Valores de dano crítico de Oyane obtidos nos ensaios de compressão.

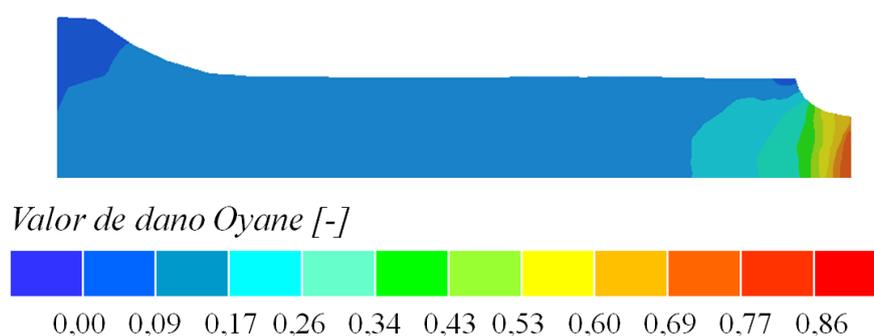
Amostra	Valor de Dano Crítico Oyane, $C_1$ [-]
1	0,51
2	0,48
3	0,52
4	0,51
5	0,54
6	0,50
7	0,52
8	0,56



**Figura 5.33** Valor do dano crítico de Oyane normalizado para as amostras de compressão.

### 5.6.3.2 Ensaio de Tração

Assim como ocorreu para a compressão, o modelo proposto por Oyane foi capaz de prever o local de fratura nas amostras de tração, com e sem entalhe. A Figura 5.34 mostra a distribuição do valor do dano de Oyane ao longo da amostra de tração com entalhe de raio de 1,5 mm.



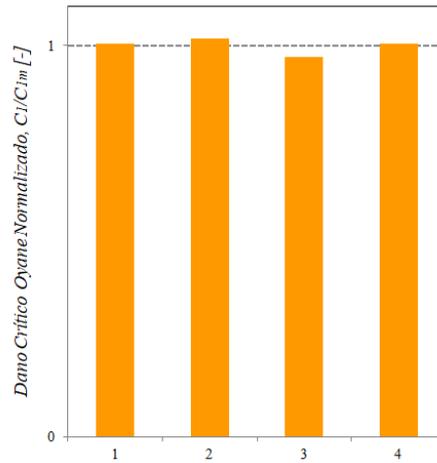
**Figura 5.34** Resultado da simulação numérica referente ao dano do Critério de Oyane para a amostra de tração com entalhe de raio de 1,5mm.

A Tabela 5.8 lista o valor de dano crítico definido para cada condição de ensaio de tração.

**Tabela 5-8** Valores de dano crítico de Oyane obtidos nos ensaios de tração.

Amostra	Valor de Dano Crítico Oyane, $C_1$ [-]
Sem entalhe	0,86
Raio 1,5 mm	0,87
Raio 3 mm	0,83
Raio 6 mm	0,86

Os valores de dano crítico obtidos na análise numérica dos ensaios de tração praticamente não variaram como mostra a Figura 5.36. Contudo, o valor médio encontrado foi de 0,855, substancialmente maior que o encontrado nos ensaios de compressão. Semelhante ao que ocorreu para o critério de CL, este comportamento também já foi verificado em pesquisas anteriores [48].



**Figura 5.35** Valor do dano crítico Oyane normalizado para as amostras de tração.

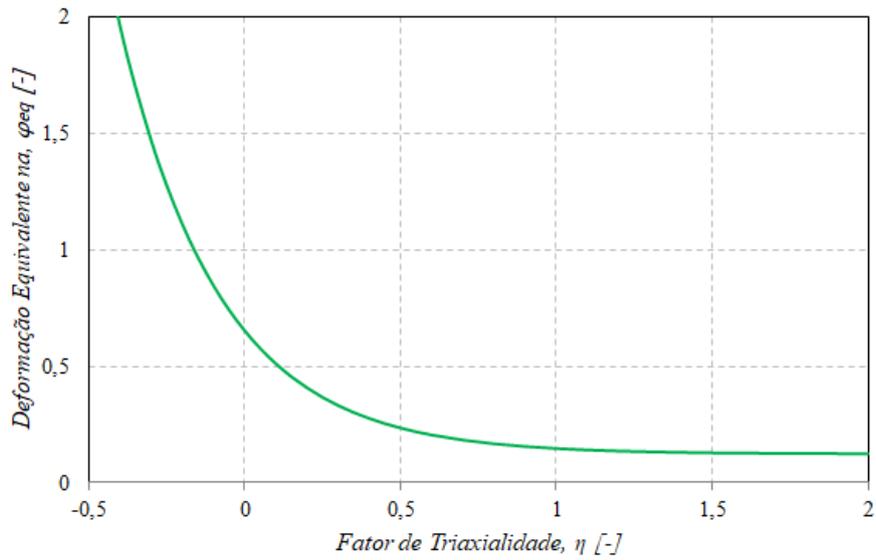
#### 5.6.4 Critério de Johnson-Cook

O Critério proposto por Johnson-Cook considera o efeito da temperatura e da velocidade de deformação na ocorrência da fratura, demandando a necessidade de identificação de cinco constantes. Contudo, as velocidades desenvolvidas nos ensaios realizados neste trabalho foram baixas, mantendo condições de carregamento quase estáticas. Assim, ambos os efeitos podem ser negligenciados, reduzindo o número de parâmetros necessários para o uso do critério. A Tabela 5-9 lista os parâmetros do Critério de Johnson-Cook para o DIN 30MnVS6.

**Tabela 5-9** Parâmetros do Critério de Johnson-Cook para o DIN 30MnVS6.

$D_1$	$D_2$	$D_3$
0,1239	0,5303	-3,112

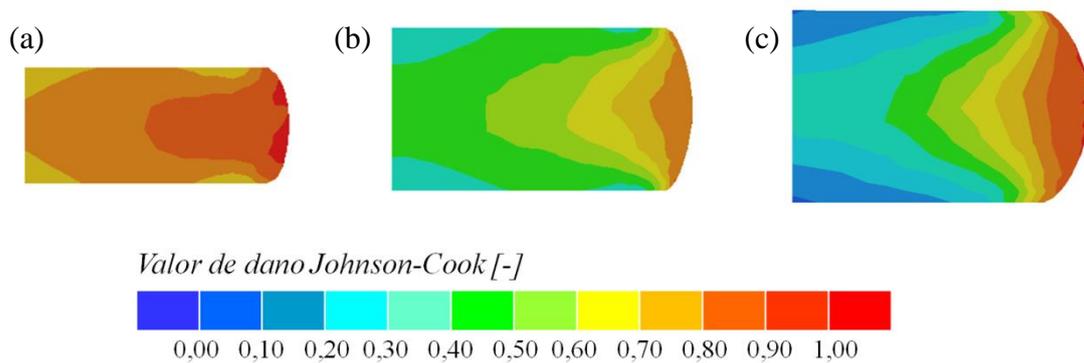
Definidos os parâmetros, é possível plotar a relação entre a deformação equivalente na fratura e o fator de triaxialidade, como mostra a Figura 5.36.



**Figura 5.36** Lugar geométrico de fratura do aço DIN 30MnVS6 para o critério de falha de Johnson-Cook.

#### 5.6.4.1 Ensaios de Compressão

A Figura 5.37 mostra o resultado da simulação numérica referente ao dano J-C das amostras 1, 2 e 3. Em todas as amostras de compressão, o valor máximo de dano foi verificado na superfície externa, aproximadamente a meia altura.



**Figura 5.37** Resultado da simulação numérica referente ao dano do Critério de Johnson-Cook para as amostras de compressão.

No Critério de Johnson-Cook a falha é detectada quando o dano atinge o valor unitário. Assim, as simulações numéricas foram interrompidas quando  $C_2 = 1$ . Para a análise da precisão do critério na previsão da fratura, o deslocamento em que o valor de dano atingiu o valor unitário foi comparado ao deslocamento em que a fratura ocorreu, definida experimentalmente. A Tabela 5.10 lista a discrepância entre os resultados.

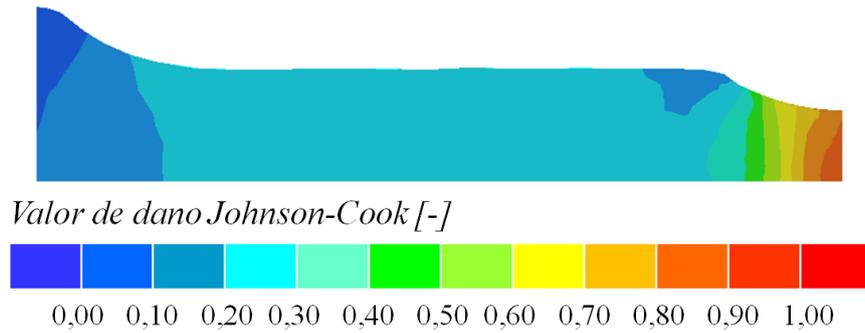
**Tabela 5-10** Discrepância, em porcentagem, entre os resultados numéricos do critério Johnson-Cook e os resultados experimentais de compressão.

Amostra	Diferença entre os resultados numéricos e experimentais para o critério JC [%]
1	7,62
2	0,00
3	7,15
4	4,70
5	2,01
6	2,00
7	16,25
8	19,35

#### 5.6.4.2 Ensaio de Tração

A Figura 5.38 mostra o resultado numérico do critério JC no momento da fratura da amostra de tração com entalhe de raio de 6 mm.. O valor máximo de dano é observado na área central da seção transversal mínima. Como o critério JC é baseado no efeito da triaxialidade, a distribuição do dano acompanha a distribuição do fator de triaxialidade, prevendo com precisão o local de início da fratura nos ensaios de tração.

A Tabela 5-11 apresenta os resultados numéricos do critério JC empregado nos ensaios de tração. Nas condições analisadas, observa-se uma ótima correlação entre os resultados numéricos e experimentais, com um erro médio de apenas 2,5%.



**Figura 5.38** Resultado da simulação numérica referente ao dano Johnson-Cook para a amostra de tração com entalhe de raio de 6mm.

**Tabela 5-11** Discrepância, em porcentagem, entre os resultados numéricos do critério Johnson-Cook e os resultados experimentais de tração.

Amostra	Diferença entre os resultados numéricos e experimentais para o critério JC [%]
Sem entalhe	1,89
Raio 1,5 mm	0,00
Raio 3 mm	1,61
Raio 6 mm	6,45

## 6. DISCUSSÕES DOS RESULTADOS

### 6.1. Caracterização Mecânica e Metalúrgica do DIN 30MnVS6

A caracterização inicial revelou que o processo de produção do DIN 30MnVS6 foi capaz de gerar, já na condição laminada, excelente resistência ao aço. Acredita-se que isso seja resultado da distribuição de finos carbonitretos de vanádio precipitados durante o resfriamento após a laminação a quente. As taxas de resfriamento empregadas a partir da conformação a quente foram eficazes para gerar um nível elevado de endurecimento por precipitação. O processo de laminação ainda foi capaz de produzir grãos de ferrita refinados, o que também contribuiu para a resistência encontrada na condição inicial.

Os fatores já mencionados, em conjunto com a microestrutura com elevada fração volumétrica de perlita, propiciam ao DIN 30MnVS6 a elevada resistência observada nas curvas de escoamento mostradas na Figura 5.5. Apesar do coeficiente de encruamento relativamente baixo ( $n=0,13$ ), o DIN 30MnVS6 apresentou um alto coeficiente de resistência. O coeficiente de resistência do aço DIN 30MnVS6 é maior que o de outros aços tradicionalmente forjados a frio, que geralmente possuem  $K$  variando entre 600 e 1000 MPa [2]. O coeficiente de resistência do DIN 30MnVS6 é superior até mesmo ao do aço AISI 4130 temperado a 550°C ( $K = 1370$  MPa) [178]. Dessa forma, apesar de não apresentar um alto coeficiente de encruamento, o DIN 30MnVS6 exibe um coeficiente de resistência elevado que o torna capaz de alcançar níveis elevados de resistência mecânica após a conformação a frio.

A deformação a frio do DIN 30MnVS6 também resulta em um ganho considerável de dureza. Os ensaios de compressão para avaliação da capacidade de endurecimento por encruamento mostraram que o aço pode atingir dureza superior a 380 HV devido ao efeito deste mecanismo de endurecimento.

O interesse na aplicação do DIN 30MnVS6 em operações de forjamento a frio origina-se na possibilidade da supressão dos tratamentos térmicos de endurecimento empregados na rota convencional de produção de componentes de alta resistência. Para tanto, é necessário que este aço microligado alcance, sem qualquer tratamento térmico, os níveis de resistência exigida. Considerando a aplicação deste aço na produção de

parafusos, por exemplo, os resultados apresentados na caracterização mecânica do material demonstraram que o DIN 30MnVS6, se empregado a um projeto adequado, é capaz de alcançar os níveis de dureza exigidos na produção de parafusos de alta resistência. O aço satisfaz as exigências de dureza de 8 das 9 classes de resistência apresentadas pela Norma ISO 898-1:2013 [26].

Estes resultados tornam a conformação a frio do DIN 30MnVS6 muito atrativa. Contudo, do ponto de vista da deformabilidade, a elevada resistência revelada pelos ensaios mecânicos é prejudicial. Para resistências elevadas as tensões necessárias para a fratura são alcançadas mais facilmente.

Além disso, outro aspecto importante capaz de limitar a deformabilidade do DIN 30MnVS6 está relacionado a composição química do aço. O teor de enxofre na composição química do DIN 30MnVS6 reflete-se na presença de partículas de sulfeto de manganês (MnS). Estas partículas melhoram a usinabilidade do material, fornecendo lubrificação à ferramenta de corte e aprimorando os cavacos de quebra curta [16]. Contudo, estas inclusões também podem reduzir drasticamente as propriedades mecânicas transversais do aço. Como são relativamente plásticas, estas inclusões deformam-se durante as etapas de laminação, alongando-se no sentido da deformação. Inclusões alongadas tendem a formar trincas alongadas nos estágios iniciais de deformação plástica, acelerando o desenvolvimento da fratura [101].

Por estes motivos a análise da deformabilidade apresentada na próxima seção é essencial para legitimar a aplicação do DIN 30MnVS6 em operações de forjamento a frio.

## **6.2 Diagrama Limite de Deformabilidade do DIN 30MnVS6**

As trajetórias de deformação obtidas para o DIN 30MnVS6 apresentaram o comportamento típico já registrado por outros pesquisadores. Devido ao embarrilamento das amostras, as trajetórias desviaram da correspondente à deformação homogênea. Este efeito foi mais intenso conforme o atrito na interface entre as amostras e as placas de compressão aumentou e a relação  $h_0/d_0$  foi reduzida. O pré-embarrilamento das amostras cilíndricas acentuou ainda mais o afastamento das trajetórias de deformação daquela obtida em condições ideais (deformação homogênea).

Os componentes de tensão superficiais nas amostras de DIN 30MnVS6 também foram calculados. Mesmo na melhor condição de lubrificação (amostra 1) o embarrilamento da amostra foi capaz de tornar o estado de tensão trativo. Apesar de no momento da fratura a tensão hidrostática ser positiva em todas as condições analisadas, ficou evidente que a alteração das condições geométricas e de atrito modifica a redução em altura necessária para tornar a tensão hidrostática trativa. Melhores condições de lubrificação retardam o momento em que o componente hidrostático torna-se de tração. Como resultado, a deformação equivalente atingida antes da fratura é superior. Nas amostras pré-embarriladas a deformação equivalente na fratura foi muito menor do que as das amostras cilíndricas. Isso se deve ao fato da tensão hidrostática na superfície livre da amostra tornar-se trativa logo no começo do teste.

Foi mostrado que os estados de tensão e de deformação não se mantêm uniformes durante a conformação mecânica, variando constantemente. Isso põe em evidência a importância dos parâmetros do processo na deformabilidade. O projeto das ferramentas, a geometria da peça e lubrificação determinam os estados locais de tensão e de deformação em todo o material. O controle destes parâmetros deve ser exercido para produzir condições favoráveis do ponto de vista da deformabilidade.

Os ensaios de compressão para construção do Diagrama de Deformabilidade do DIN 30MnVS6 apontaram que o limite de deformabilidade do material é expresso por uma reta, aproximadamente paralela a trajetória de deformação homogênea. A inclinação da Linha Limite de Deformação de -0,51 está em concordância com a encontrada por outros pesquisadores para uma ampla gama de materiais (Tabela 3-1). Uma vez que a inclinação do limite de deformabilidade dos materiais é praticamente idêntica, o valor de interceptação da Linha Limite de Deformabilidade no eixo das ordenadas pode ser usado para comparar a deformabilidade dos materiais.

O valor de interceptação da Linha Limite de Deformabilidade no eixo das ordenadas do DIN 30MnVS6 foi de 0,18. Este valor é consideravelmente menor que o de outros aços comuns, como o AISI 1045 (0,29) e AISI 1020 (0,32) [24]. Estes aços destacam-se pela boa ductilidade e são amplamente empregados em operações de forjamento a frio [2]. Apesar disso, o valor de 0,18 é mesmo encontrado para o aço inoxidável AISI 303. O AISI 303 é comumente empregado em processos de forjamento a frio, especialmente na produção de fixadores, sendo reconhecido por possuir boa deformabilidade [173]. Este resultado revela que as regiões seguras de processamento (abaixo da Linha Limite de Deformabilidade) do aço DIN 30MnVS6 e do AISI 303 são

idênticas. Em processos em que a deformabilidade é limitada pela ocorrência de fratura superficial, a deformabilidade dos dois materiais se equiparam, mostrando a aptidão do aço microligado DIN 30MnVS6 para a aplicação em operações de forjamento a frio.

Os resultados da caracterização mecânica e do Diagrama de Deformabilidade comprovaram o potencial de aplicação do DIN 30MnVS6 no forjamento a frio. O material possui deformabilidade satisfatória e é capaz de atingir níveis excelentes de resistência após a conformação a frio, sem a necessidade de tratamentos térmicos.

### **6.3 Critérios de Fratura Dúctil**

O Diagrama Limite de Deformabilidade é uma ferramenta importante e já consolidada na análise da deformabilidade dos materiais. Contudo, seus resultados são válidos apenas para processos em que a deformabilidade é limitada por trincas na superfície livre do material. Assim, no projeto do processo de forjamento a frio, é interessante que o limite de deformabilidade seja utilizado em conjunto com critérios de fratura dúctil. Dessa forma, a utilização dos critérios de fratura dúctil de Cockcroft e Latham (CL), de Oyane e de Johnson-Cook (JC) na previsão de defeitos no forjamento a frio foi avaliada.

A validade dos critérios foi verificada em ensaios de tração e de compressão. Estes ensaios permitem investigar a precisão dos critérios na previsão de diferentes tipos de fratura. Na compressão a fratura ocorre por cisalhamento, enquanto na tração a fratura se dá pelo mecanismo de nucleação, crescimento e coalescência de vazios.

Todos os critérios foram capazes de prever com precisão o local de início da fratura, independente do tipo de ensaio analisado. Nos ensaios de compressão, o dano máximo de todos os critérios foi verificado na superfície externa a meia altura, região onde a fratura tem início. Nos ensaios de tração, a fratura tem origem no centro da seção transversal das amostras, local onde o valor de dano máximo foi encontrado para todos os critérios.

A capacidade dos critérios de Oyane e de Cockcroft e Latham em prever o local de início de fraturas internas foi investigado CLIFT et al. (1990). Os autores mostraram, através da análise numérica, que os critérios são capazes de prever o local da formação de *chevrons* na extrusão de barras da liga de latão 60 40 e da liga de alumínio 7075.

O critério de Cockcroft e Latham (CL) apresentou boa regularidade nos ensaios de compressão. Nas oito condições analisadas, o valor de dano crítico não desviou mais que 7% do valor de dano crítico médio. Diante disso, o valor de dano crítico médio de 0,29 foi definido como o valor de dano crítico Cockcroft-Latham Normalizado para o aço DIN 30MnVS6.

A consistência do critério na previsão de trincas na superfície livre em processos de forjamento a frio já foi relatada anteriormente. KIM et. al (1999) utilizaram o critério no projeto de produção de parafusos da liga de alumínio A11100-O. A diferença entre os valores de dano crítico obtidos em ensaios de compressão e no processo de prensagem da cabeça do parafuso em forma de cone foi de cerca de 10%. Ainda segundo os autores, no projeto de peças forjadas a frio, desvios em torno de 10% são aceitáveis.

O dano crítico Cockcroft-Latham (normalizado) não foi constante em toda a gama de testes de tração. Foram encontrados desvios de aproximadamente 33% em relação ao valor crítico médio de 0,39. O menor valor (0,32) foi encontrado para a amostra de tração sem entalhe, enquanto o valor máximo (0,42) foi verificado para a amostra com entalhe de raio de 3 mm. A dificuldade do critério de Cockcroft-Latham em prever trincas internas já foi relatada anteriormente. KOMORI (2003) analisou este critério na previsão de *chevrons* no processo de trefilação e verificou a baixa precisão do critério.

A origem destes erros pode estar no fato do critério Cockcroft-Latham não considerar o papel da tensão hidrostática na fratura e simplesmente priorizar o efeito da tensão principal máxima. Além disso, o modelo não é sensível a alterações entre a tensão principal maior,  $\sigma_1$ , e a tensão principal intermediária,  $\sigma_2$ , o que pode ocorrer durante os processos de conformação e também gerar inconsistências [147].

Os valores de dano crítico do critério de Oyane apresentaram regularidade nos ensaios de tração e de compressão. Na compressão, os resultados foram semelhantes aos encontrados para o critério de Cockcroft-Latham, com uma variação de aproximadamente 8% do valor médio. Na tração, os resultados foram mais consistentes, variando pouco mais de 4%. Estes resultados corroboram os de GOUVEIA et al. (1996) que concluíram que o critério de Oyane prevê com precisão satisfatória a formação de trincas na superfície livre e trincas internas sob estados de tensão triaxial e biaxial.

Assim como ocorreu para o critério de Cockcroft-Latham, o valor de dano crítico de Oyane para a compressão (0,51) foi mais baixo que o encontrado para a tração (0,85). Esse comportamento já foi verificado anteriormente por KIM et al.(1995). No estudo, os valores críticos de dano foram definidos para o aço AISI 1045 através de

ensaios de compressão e de tração de amostras entalhadas. O valor crítico encontrado para a tração foi significativamente maior que o obtido para compressão para ambos os critérios. Para o aço AISI 1045 o aumento foi de 32% para o critério de Cockcroft-Latham e de 42% para o critério de Oyane. A variação encontrada para o aço DIN 30MnVS6 foi semelhante, sendo de 25% para o modelo de Cockcroft-Latham e de 40% para o critério de Oyane.

Estes resultados revelam que a utilização de um único teste experimental na definição dos valores de dano crítico pode gerar resultados equivocados. Assim, como foi realizado neste estudo, a análise de critérios de fratura requer a seleção de diversos ensaios sob diferentes estados de tensão e deformação.

O modelo de Johnson-Cook (JC) é incorporado na maioria dos *softwares* de simulação numérica de processos de conformação mecânica [177]. Por ser um critério originalmente proposto para a representação da falha em triaxialidades altas, os estudos sobre este critério abordam principalmente processos de usinagem ou conformação de chapas metálicas. A literatura disponível referente à aplicação do critério na previsão da fratura em processos de forjamento é extremamente limitada.

Geralmente, o critério de Johnson-Cook é calibrado apenas com ensaios na faixa de triaxialidade altas, o que torna o critério ineficiente na previsão de falhas nas faixas de triaxialidade baixa ou negativa. Neste estudo, por outro lado, resultados experimentais na faixa de triaxialidades negativas foram incorporados à calibração do modelo. Como resultado, o critério apresentou resultados satisfatórios também para compressão (triaxialidade negativas).

No critério JC a falha é verificada quando o dano atinge o valor unitário. Dessa forma, a análise deste modelo foi distinta daquela dos critérios abordados anteriormente. Para a análise da precisão do critério, o deslocamento em que o valor de dano atingiu o valor unitário foi comparado ao deslocamento em que a fratura ocorreu (definida experimentalmente). Na compressão de amostras cilíndricas o erro médio do critério foi inferior a 4%. Destaca-se o resultado encontrado para a amostra 2, em que o critério foi capaz de prever com 100% de precisão o instante da fratura. Contudo, para as amostras pré-embarilhadas os resultados foram menos consistentes, apresentando erros de 16% para a amostra cônica e 19% para a amostra flangeada.

Nos ensaios de tração a precisão do critério de Johnson-Cook foi a mais elevada entre os três modelos analisados, com um erro médio de apenas 2,5%. O melhor

resultado foi encontrado para a amostra com entalhe de raio de 1,5 mm, na qual o critério previu com 100% de precisão o momento da fratura.

A partir da análise da precisão e da regularidade dos resultados de cada critério, verificou-se que os valores de dano crítico obtidos nos ensaios de compressão para os critérios Cockcroft-Latham e Oyane de, respectivamente, 0,29 e 0,51 podem ser utilizados no projeto de processos como a prensagem em que a deformabilidade é limitada, principalmente, pela fratura na superfície livre. O dano crítico obtido nos ensaios de tração para o critério de Oyane, de 0,85, é adequado na previsão de defeitos em processos limitados pela ocorrência de fratura interna, como a extrusão direta. Nestas condições o critério de Johnson-Cook também se mostrou útil, prevendo com precisão a ocorrência da fratura interna em ensaios de tração.

## 7. CONCLUSÕES

A possibilidade de supressão dos tratamentos térmicos empregados na rota convencional de produção de componentes forjados a frio de alta resistência impulsiona a utilização de aços diferentes daqueles tradicionalmente utilizados no processo. Contudo, a aplicação de um material em operações de forjamento a frio depende, fundamentalmente, de uma análise prévia da deformabilidade. Esta pesquisa assumiu como objetivo principal analisar a deformabilidade do aço microligado DIN 30MnVS6 e, dessa forma, avaliar a aplicabilidade deste material de alta resistência em operações de forjamento a frio.

Para tal, inicialmente, foi realizada a caracterização mecânica e metalúrgica do material, fornecendo informações importantes, e ainda desconhecidas, sobre a resposta do DIN 30MnVS6 a deformação a frio. Estas informações são indispensáveis para o estudo da deformabilidade, sendo a base para o emprego da análise numérica por elementos finitos. O estudo da deformabilidade foi realizado através de procedimentos experimentais elaborados para estabelecer o limite de deformabilidade do material em termos dos estados de deformação e de critérios de fratura dúctil. Além do Diagrama Limite de Deformabilidade, os critérios de fratura dúctil de Cockcroft e Latham, de Oyane e de Johnson-Cook foram as ferramentas utilizadas na análise da deformabilidade do DIN 30MnVS6.

Os mecanismos de endurecimento a que o DIN 30MnVS6 é submetido durante a sua produção garantem a este aço ferrítico-perlítico elevada resistência já na condição laminada. Os ensaios mecânicos de tração e compressão mostraram que o material possui limite de escoamento de 702 MPa e limite de resistência de 954 MPa. Foi mostrado que a dureza do material, inicialmente de 295 HV, pode atingir 382 HV devido ao efeito do encruamento. O aumento de dureza de 29,5% mostra que este aço apresenta boa capacidade de endurecimento, atingindo níveis de resistência exigidos na produção de componentes de alto desempenho sem a necessidade de tratamentos térmicos.

Ensaio de compressão foram utilizados na construção do Diagrama Limite de Deformação do DIN 30MnVS6. Além de definir o limite de deformabilidade do material, a análise experimental e numérica permitiu o entendimento de como os parâmetros do processo afetam a deformabilidade. Os ensaios foram realizados em condições que permitiram que efeitos da temperatura e da velocidade de deformação

fossem negligenciados. Assim, os históricos de tensão e deformação durante a deformação plástica foram influenciados pelo atrito e a geometria das amostras. Foi mostrado que estes fatores, se não controlados, podem reduzir significativamente o nível de deformação que o material é conformado antes da fratura.

O Limite de Deformabilidade do DIN 30MnVS6 é expresso por uma reta, aproximadamente paralela a trajetória de deformação homogênea. O valor de interceptação desta reta com o eixo das ordenadas do Diagrama Limite de Deformabilidade pode ser usado para quantificar a deformabilidade do material. O valor de 0,18 encontrado para o DIN 30MnVS6 é idêntico ao aço inoxidável AISI 303, comumente utilizado em operações de forjamento a frio.

O dano crítico dos critérios de Cockcroft e Latham, de Oyane e de Johnson-Cook foram determinados para o DIN 30MnVS6. Os critérios foram investigados em ensaios de tração, em que a fratura tem origem no interior da peça, e ensaios de compressão, em que a fratura ocorre na superfície livre em expansão. Todos os critérios foram capazes de prever o local de início da fratura nas condições analisadas. Os critérios de Cockcroft e Latham e de Oyane foram os mais adequados na previsão de trincas superficiais. Os modelos apresentaram boa regularidade, com os valores de dano crítico não variando significativamente. Apesar de não ser tradicionalmente empregado na análise da fratura em triaxialidades negativas, o critério de Johnson-Cook também apresentou bons resultados na compressão de amostras cilíndricas. Contudo, para as amostras cônica e flangeada os resultados não foram consistentes.

Os valores de dano crítico dos critérios de Cockcroft e Latham e de Oyane verificados nos ensaios de tração foram diferentes daqueles encontrados na compressão. Ambos os critérios apresentaram valores críticos mais elevados para a fratura sob carregamento trativo. Nesta condição, os valores de dano crítico encontrados para o critério de Cockcroft e Latham não foram uniformes e os critérios de Oyane e de Johnson-Cook foram os mais precisos na previsão da fratura interna.

Por fim, conclui-se que o aço microligado ao vanádio DIN 30MnVS6 apresenta deformabilidade a frio satisfatória. Os resultados deste estudo, não somente validam a aplicação deste aço microligado em operações de forjamento a frio, como também podem ser utilizados para nortear o projeto do processo. Os limites de deformabilidade apresentados podem ser utilizados para definir, de forma confiável, se uma operação de forjamento a frio pode ser realizada com o DIN 30MnVS6 sem a ocorrência de defeitos.



## 8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analisar o efeito da deformação a frio na tenacidade do DIN 30MnVS6.
- Definir os melhores parâmetros do tratamento térmico de recozimento para reestabelecimento da ductilidade do DIN 30MnVS6 entre operações de forjamento a frio.
- Definir o valor de dano crítico do DIN 30MnVS6 para um número maior de critério de fratura dúctil.
- Estudar o comportamento na fratura do DIN 30MnVS6 em uma faixa ampla de triaxialidade.
- Estudar o efeito do Ângulo de Lode no comportamento na fratura do DIN 30MnVS6.

## REFERENCIAL BIBLIOGRÁFICO

- [1] HEXA RESEARCH, Cold Forged Products Market Size and Forecast, By Material (Stainless Steel, Aluminium, Copper), By Application (Industrial, Aerospace, Automotive, Building & Construction, Consumer Goods) And Segment Forecast, 2015 – 2025, 2019.
- [2] INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, document No.18/07, 40 Years History Document, 2007.
- [3] HASSMANN A., Estudo Comparativo de Aço-arbano Microligado e Aços-carbono Ligados para Fabricação de Parafusos Forjados a Frio, 2016.
- [4] LAGNEBORG, R., The Role of Vanadium in Microalloyed Steels, The Scandanavian Journal of Metallurgy, 1999.
- [5] MATLOCK, D., SPEER, J. Microalloying concepts and application in long products. Materials Science and Technology, 2009.
- [6] KAYNAR, A., GÜNDÜZ, S., TÜRKMEN, M., Investigation on the behaviour of medium carbon and vanadium microalloyed steels by hot forging test, Materials and Design 51 (2013) 819–825.
- [7] BATTE A.D., HONEYCOMBE R.W.K., Precipitaion of vanadium carbide in ferrite J. Iron Steel Inst., 211, 1973.
- [8] GONG, P., The effect of molybdenum on interphase precipitation and microstructures in microalloyed steels containing titanium and vanadium, Acta Materialia, 2018.
- [9] TURKDOGAN E. T., Causes and Effects of Nitride and Carbide Precipitation During Continuous Casting, 70th Steelmaking Conference, 29 March 1987.
- [10] GLADMAN, T., The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, Book 615, The Institute of Metals, London (1997).
- [11] LAGNEBORG R., SANDBERG O. AND ROBERTS W., Optimization of Microalloyed Ferrite-Pearlite Forging Steels, HSLA Steels: Metallurgy and Applications, Beijing, 1985.
- [12] MATLOCK, D.K., KRAUSS G., SPEER J.G., Microstructures and properties of direct cooled microalloy forging steel. J Mater Process Technol 2001;117:324–8.

- [13] MATLOCK, D.K., KRAUSS, G., e SPEER, J.G., New Microalloyed Steel Applications for the Automotive Sector, Materials Science Forum Vols. 500-501 (2005) pp 87-96
- [14] NAYAR, A., The Steel Handbook, Tata McGraw-Hill Publishing Company Limited, Índia.
- [15] BS EN 10267-1999, Ferritic-Pearlitic Steels for Precipitation Hardening from Hot-working Temperatures, 1999.
- [16] MILBOURN D. J., Air-cooled Forging Steels for Automotive Applications, Steel Time, Oct. 1996.
- [17] LI, Y., Vanadium Microalloyed Forging Steel, Proceeding of The 2nd International Symposium on Automobile Steel, 2013.
- [18] KORCHYNSKY M. AND PAULES J. R., Microalloyed Forging Steels - A State of the Art Review, SAE Technical Paper No. 890801, Warrendale, PA, 1989.
- [19] WRIGHT, P. H., High-Strength Low-Alloy Steel Forgings, ASM Handbook, Volume 1, ASM International, 1990.
- [20] MAIA B. I., Vanadium Alloy Steel DIN 30MnVS6 Applied in Cold Forming Manufacture, ISIJ International, 2018
- [21] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 898-1: Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel - Part 1: Bolts, screws and studs with specified property classes - Coarse thread and fine pitch thread. Geneva: ISO, 2013.
- [22] SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. SAE J429: Mechanical and Material Requirements for Externally Threaded Fasteners. Warrendale: SAE, 2014.
- [23] GARCIA, R., A que se propõem os Elementos de Fixação, Revista do Parafuso, Edição 41, 2013.
- [24] H. A. KUHN e P. W. LEE, A Fracture Criterion for Cold Forming, Metallurgical Transactions, Volume 4, p. 969-974, 1973.
- [25] DIETER, G. E., KUHN, H. A., SEMIATIN, S. L., Handbook of Workability and Process Design, ASM International, 2003.
- [26] DEVEDZIC, B., Evaluation of the plastic workability of metals - Possible approaches and specific problems, Proc. 26th Int. MTDR Conf., 1986, Macmillan Ltd., pp. 443-451.
- [27] INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, Sub-group Defects in Cold Forging; Sub-group reports, 1989-1992.

- [28] RODRIGUES, J., & MARTINS, P. *Tecnologia Mecânica: Tecnologia da deformação Plástica*. Escolar Editora, 2010.
- [29] INTERNATIONAL COLD FORGING GROUP, *Steels for Cold Forging: Their Behavior and Selection*, Document No. 11/01, International Cold Forging Group, 2001.
- [30] ŠEBEK, F., *Ductile Fracture Criteria in Multiaxial Loading – Theory, experiments and application*, Brno University of Technology, Faculty of Mechanical Engineering, Institute of Solid Mechanics, Mechatronics and Biomechanics, 2016.
- [31] GOUVEIA, B.P.P.A., RODRIGUES, J.M.C., MARTINS, P.A.F., *Ductile fracture in metalworking: experimental and theoretical research*, *Journal of Materials Processing Technology* 101, 2000.
- [32] BAI Y. *Effect of loading history on necking and fracture*. Ph.D. Thesis, Massachusetts Institute of Technology, 2008.
- [33] GARRISON, W. M., *Ductile Fracture*, *J. Phys. Chem. Solids* Vol. 48, No. II, pp. 103-1074, 1987.
- [34] DODD, B., BAI, Y., 1987. *Ductile Fracture and Ductility*. Academic Press, London.
- [35] PALMER I. G. e SMITH G. C., *Proc. AIME Conf. Oxide Dispersion Strengthening*, Bolton Landing, NY, June 1966. Gordon & Breach, New York, 1967.
- [36] TIPPER, C. F., *Metallurgia* 39, 133, 1948.
- [37] PUTTICK, K. E., *Phil. Mag.* 4, 964, 1959.
- [38] THOMPSON A. W. e WILLIAMS J. C., *Advances in Research on the Strength and Fracture of Materials*, Vol. 2, p. 343. ICF4, Waterloo, Canada. Pergamon Press, New York, 1978.
- [39] VAN STONE R. H. e LOW J. R., Jr, *NASA Tech. Rep. I-Ti*. Carnegie Mellon University. Pittsburgh, 1973.
- [40] VAN STONE R. H., LOW J. R., JR e SHANNON J. L., *NASA Rep. CR-135120*, Carnegie Mellon University, Pittsburgh, 1977.
- [41] NIEH T. G. e NIX W. D., *Scripta metall.* 14, 365, 1980.
- [42] NEEDLEMAN A. e RICE J. R., *Mechanics of Sheet Metal Forming: Material Behavior and Deformation Analysis*, p. 237. Plenum Press, New York, 1978.
- [43] PLATEAU, J., HENRY G. AND CRUSSARD C., *Rev. Met.* 54, 200, 1957.
- [44] BOŘKOVEC J. *Computer simulation of material separation process*. Ph.D. Thesis, Brno University of Technology, 2008.

- [45] BAO, Y., Prediction of Ductile Crack Formation in Uncracked Bodies, Engineering Mechanics, Wuhan University of Technology, 1993.
- [46] YANSHAN, L., WHAN, I.J., HOON, H., QI, C., JUNG-HAN, S., Correlation of the maximum shear stress with micro-mechanisms of ductile fracture for metals with high strength-to-weight ratio, International Journal of Mechanical Sciences, Volumes 146–147, October 2018, Pages 583-601
- [47] OKAMOTO, T., Material fracture in cold forging Systematic classification of working methods and types of cracking in cold forging, The Sumitomo Search No.9, May 1973.
- [48] HYUNKEE KIM e MASAHITO YAMANAKA, Prediction and elimination of ductile fracture in cold forgings using FEM simulations
- [49] H. KUDO, K. SATO, e K. AOI, On Cold Forgability Test, CIRP Ann., Vol XVI, 1968, p 309-318
- [50] DODD, B.; Defects in cold forging, ICFG-meeting Darmstadt, September 1992.
- [51] FUKUDA, T., Preprint of Japan Spring Conference on Plastic Working, 1971.
- [52] HAGITA, H.; Preprint of 21st Japan Spring Conference on Plastic Working, 1970.
- [53] SACHS, G.; Fundamentals of the working of metals, Pergamon Press, London, 1954
- [54] ALTAN T., Cold and Hot Forging Fundamentals and Applications, ASM International Materials Park, 2005.
- [55] HOSFORD, W., Metal Forming Mechanics and Metallurgy, 2007.
- [56] DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica. 2ª Ed. Editora Guanabara, 1981.
- [57] DUQUE, D., Um Modelo De Dano Não-Local Para Fratura Dúctil Em Barras, Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2014.
- [58] BRIDGMAN P. W. Studies in large plastic flow and fracture: With special emphasis on the effects of hydrostatic pressure. Harvard University Press, Cambridge, Massachusetts, 1964.
- [59] OYANE M. Criteria of ductile fracture strain. Bulletin of the Japan Society of Mechanical Engineers, 1972, Vol. 15, No. 90, pp. 1507–1513

- [60] HANCOCK J. W., MACKENZIE A. C. On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1976, Vol. 24, Issues 2–3, pp. 147–160.
- [61] HANCOCK J. W., Brown D. K. On the role of strain and stress state in ductile failure. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, 1983, Vol. 31, No. 1, pp. 1–24.
- [62] KOMORI K. Ductile fracture criteria for simulating shear by node separation method. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2005, Vol. 43, Issue 1, pp. 101–114.
- [63] PUGH, H. L. D., *The Effect of Hydrostatic Pressure on the Plastic Flow and Fracture of Metals*, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 1964.
- [64] MATSUMOTO, R., Ductility improvement methods for commercial AZ31B magnesium alloy in cold forging, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010.
- [65] HOFFMANN, A.L., *The Use of Workability Test Results to Predict Processing Limits*, *Proc. Symp. Relation between Theory and Practice of Metal Forming* (Cleveland, OH), Oct 1970, Plenum Press, 1971.
- [66] SCHULER, *Metal Forming Handbook*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1998.
- [67] OSAKADA, K., WATADANI, A., SEKIGUCHI, H., 1977. Ductile fracture of cabin steel under cold metal forming conditions: 1st report. Tension and torsion tests under pressure. *Bull. JSME* 20 (150), 15571565.
- [68] OSAKADA, K., WATADANI, A., SEKIGUCHI, H., 1978. Ductile fracture of cabin steel under cold metal forming conditions: 2nd report. Effect of metallurgical structure. *Bull. JSME* 21 (158), 12361243.
- [69] FRENCH, I.E., WEINRICH, P.F., 1973. The effect of hydrostatic pressure on the tensile fracture of  $\alpha$ -brass. *Acta Metall.* 21 (11), 1533-1537.
- [70] FRENCH, I.E., WEINRICH, P.F., WEAVER, C.W., 1973. Tensile fracture of free machining brass as a function of hydrostatic pressure. *Acta Metall.* 21 (8), 1045-1049.
- [71] CHEN C. W., *Acta metall.* 9, 68, 1961.
- [72] BAO Y., WIERZBICKI T. A comparative study on various ductile crack formation criteria. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 2004, Vol. 126, Issue 3, pp. 314–324.
- [73] DIETER GE. *Workability testing techniques*. American society for metals, Metals Park, Ohio, USA, 1984.
- [74] P.F. THOMASON, *Ductile fracture of metals*, Pergamon Press, Oxford (1990)

- [75] HOOPUTRA H, METZMACHER G, WERNER H. Fracture criteria for crashworthiness simulation of wrought aluminum alloy components, Proceedings of 11th Annual European Conference EuroPam, Heidelberg, Germany, 2001. p. 1–18.
- [76] WIERZBICKI T, MURAGISHI O. Calibration of ductile fracture from compression and tension tests. Impact & Crashworthiness Laboratory, Report No. 21, MIT, 1999.
- [77] TUTYSHKIN N., MÜLLER W. H., WILLE R., ZAPARA M., Strain-induced damage of metals under large plastic deformation: Theoretical framework and experiments. *International Journal of Plasticity*, 2014, Vol. 59, pp. 133–151.
- [78] LOU YANSHAN, YOON JEONG WHAN, HUH HOON, CHAO QI, SONG JUNG-HAN, Correlation of the maximum shear stress with micro-mechanisms of ductile fracture for metals with high strength-to-weight ratio, *International Journal of Mechanical Sciences*, Volumes 146–147, October 2018, Pages 583-601
- [79] KWEON S., Damage at negative triaxiality. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 2012, Vol. 31, Issue 1, pp. 203–212.
- [80] KHAN A. S., LIU H., A new approach for ductile fracture prediction on Al 2024-T351 alloy. *International Journal of Plasticity*, 2012, Vol. 35, pp. 1–12.
- [81] KHAN A. S., KAZMI R., FARROKH B., Multiaxial and non-proportional loading responses, anisotropy and modeling of Ti–6Al–4V titanium alloy over wide ranges of strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, 2007, Vol. 23, Issue 6, pp. 931–950.
- [82] BAHADURI, A., *Mechanical Properties and Working of Metals and Alloys*, Springer Series in Materials Science, Vol. 264, 2018.
- [83] TOZAWA, Y., *Flow Stress and Ductility of Cold Forging Steels under Forming Speed*; Forging Committee in Japan Soc. Tech. Plasticity, 1986.
- [84] BAY, N., The state of the art in cold forging lubrication, *Journal of Materials Processing Technology* 46, 1994.
- [85] ICFG Document 8/91 - Lubrication aspects in cold forging of carbon steels and low alloy steels, *Wire*, 42, No. 5, 471, 1992.
- [86] KOBAYASHI, S., 1970. Deformation characteristics and ductile fracture of 1040 steel in simple upsetting of solid cylinders and rings. *Trans. ASME J. Eng. Ind.* 92 (2), 391-399.

- [87] HAWKYARD, J. B. e JOHNSON, W., An analysis of the changes in geometry of short hollow cylinder during axial compression, *Int. J. Mech. Sci.* Pergamon Press Ltd. Vol. g, pp. 163-182, 1967.
- [88] KNOLL, P, LIMA., & SCHAEFFER, L. Estudo descreve a obtenção da curva de escoamento do Alumínio por ensaio de compressão. *Revista Corte e Conformação de Metais*, n.28, p. 74-79, 2007.
- [89] SCHAEFFER, L. Forjamento - Introdução ao Processo. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2006.
- [90] BANABIC, D., *Formability of Metallic Materials*, 2000.
- [91] BRITO, A. M. G., *Análise Teórico-Experimental dos Processos de Expansão, Redução e Inversão de Extremidades de Tubos de Parede Fina em Matriz*, 2006.
- [92] FERESHTEH-SANIEE F., An investigation on determination of flow curves at room temperature and under forming conditions, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 177, pages 478–482, 2006.
- [93] SIEBEL, E., POMP, A. (1927). Die Ermittlung der Formänderungsfestigkeit von metallen durch den stauchversuch. *Mitt. K-WInst. Eisenforsch* 9, 157.
- [94] LOIZOU, N., AND SIMS, R. B. (1953). The yield stress of pure lead in compression. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1, 234-243.
- [95] JOHNSON, W. (1956). Experiments in plane-strain extrusion. *Journal of the Mechanics and Physics of solids* 4, 269-282.
- [96] JOHNSON, W. (1956). The pressure for the cold extrusion of lubricated rod through square dies of moderate reduction at slow speeds. *Journal of the Institute of*
- [97] ASTM STANDARDS, *Standard Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature*, ASTM Standards. pl. 31. Designation E9-70; T. C. Hsu. *Mater. Res. Stand.*, vol. 9. pp. 20-25,47-53, 1969.
- [98] JOHNSON, W., AND MELLOR, P. B. (1962). "Plasticity for Mechanical Engineers," D. Van Nostrand Company LTD, London.
- [99] COOK, M., AND LARKE, E. C. (1945). Resistance of copper and copper alloys to homogeneous deformation in compression. *Journal of the Institute of Metals* 71, 371.
- [100] SCHEY, J. A., VENNER, T. R., AND TAKOMANA, S. L. (1982). The effect of friction on pressure in upsetting at low diameter-to-height ratios. *Journal of Mechanical Working Technology* 6,23-33

- [101] I. KOZASU AND H. KUBOTA, The Effect of Elongated Sulphide Inclusions on Ductility and Ductile Fracture of a Structural Steel, *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, Vol 11 (No. 5), 1971, p 321-330
- [102] L. BRIOTTET, P. GILORMINI, F. MONTHEILLET, *Acta Mech.* 1999, 134, 217.
- [103] B. LEE, M. MEAR, *J. Mech. Phys. Solids* 1999, 47, 1301.
- [104] M. ULLAH, C. S. WU, F. QAYYUM, *J. Mech. Sci. Technol.* 2018, 32, 3625.
- [105] U. KHAN, A. HUSSAIN, M. SHAH, M. SHUAIB, F. QAYYUM. Investigation of mechanical properties based on grain growth and microstructure evolution of alumina ceramics during two step sintering process. Paper presented at: IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, IOP Publishing 2016, Vol 146.
- [106] RAY, S.K. PAUL, AND S. JHA, Effect of Inclusions and Microstructural Characteristics on the Mechanical Properties and Fracture Behavior of a High-Strength Low-Alloy Steel, *ASM International, JMEPEG* (1995) 4:679-688
- [107] W.A. SPITZIG AND R.J. SOBER, Influence of Sulfide Inclusions and Pearlite Content on the Mechanical Properties of Hot-Rolled Carbon Steels, *Metall. Trans. A*, Vol 12A (No. 2), 1981, p 281-291
- [108] COX T. B. e LOW J. R., *Metall. Trans.* 5, 1457, 1974.
- [109] M. KOJIMA AND Y. TOZAWA, Effect of Upsetting Condition and Specimen Groove on Upset Limit, Study on Upsetting of Pre-deformed Material II, *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, Vol 12 (No. 131), 1971, p 903-909
- [110] K. OIKAWA, H. OHTANI, K. ISHIDA, T. NISHIZAWA, *ISIJ Int.* 1995, 35, 402.
- [111] R. DIEDERICHS, R.BÜLTE,G.PARISER,W.BLECK, *Stee lRes. Int.* 2006, 77, 256.
- [112] H. PIRCHER e W. KLAPNER, *Micro Alloying 75*, Union Carbide, 1977, pp. 232-40.
- [113] ROSENFELD, A.R., HAHN, G.T., EMBURY, J.D., 1972. Fracture of steels containing pearlite. *Metall. Trans.* 3 (11), 2797-2804.
- [114] MILLER, L.E., SMITH, G.C., 1970. Tensile fracture in carbon steels. *J. Iron Steel Inst.* 208 (11), 998-1005
- [115] D. C. LEMMON, O. D. SHERBY. *J. Mater.*, 1969, vol. 4, p. 444.
- [116] K. NAKASE e I. M. BERNSTEIN, The Effect of Alloying Elements and Microstructure on the Strength and Fracture Resistance of Pearlitic Steel, *Metallurgical Transactions*, Volume 19, Issue 11, pp 2819–2829, 1988.

- [117] FAN, Z., The grain size dependence of ductile fracture toughness of polycrystalline metals and alloys, *Materials Science and Engineering A1* 91 (1995) 73-83.
- [118] THOMASON, P. F., Tensile Plastic Instability and Ductile Fracture Criteria in Uniaxial Compression Tests, *International Journal of Mechanical Science*, Vol. 11, 1969.
- [119] KUHN, H. A., e LEE, P. W., Strain Instability and Fracture at the Surface of Upset Cylinders, *Metals Trans.*, Vol.2, 1971, pp. 3197-3202.
- [120] H. KUDO, K. SATO, e K. AOI, On Cold Forgability Test, *CIRP Ann.*, Vol XVI, 1968, p 309-318
- [121] D.C. SHAH, Use of Metallic Materials to Model the Flow and Fracture of Steel in Cold Upsetting, *Mechanical Working and Steel Processing XIV* (Dalton, IL), 23-24 Jan 1974, A. Marcantonio, Ed., AIME, p 285-300
- [122] B.S. LEVY AND T.E. FINE, Effect of Composition and Process Variables on Deformation in Simple Upsetting, *Mechanical Working and Steel Processing Conf. VI*, AIME, 1973, p 105-126
- [123] P.F. THOMASON, The Use of Pure Aluminum as an Analogue for the History of Plastic Flow, in *Studies of Ductile Fracture Criteria in Steel Compression Specimens*, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol 10, 1968, p 501-518
- [124] P.W. LEE AND H.A. KUHN, Fracture in Cold Upset Forging—A Criterion and Model, *Metall. Trans.*, Vol 4, 1972, p 969-974
- [125] S.M. Woodall and J.A. Schey, Determination of Ductility for Bulk Deformation, *Formability Topics—Metallic Materials*, STP 647, American Society for Testing and Materials, 1978, p 191-205
- [126] S.I. OH and S. KOBAYASHI, Workability of Aluminum Alloy 7075- T6 in Upsetting and Rolling, *J. Eng. Ind. (Trans. ASME)*, Aug 1976, p 800-806
- [127] P. BARIANI, Cold Workability Limits of 1100 Aluminum, 2024 and 7075 Aluminum Alloys in Isothermal and Adiabatic Upsetting Tests, *Adv. Technol. Plast.*, Vol 11, 1984, p 857-865
- [128] J. SHAH, H.A. KUHN, An Empirical Formula for Workability Limits in Cold Upsetting and Bolt Heading, *J. Appl. Metalwork.*, Vol 4 (No. 3), July 1986, p 255-261
- [129] E. ERMAN, H.A. KUHN, G. FITZSIMONS, Novel Test Specimens for Workability Testing, STP 808, ASTM, 1983, p 279-290

- [130] S. Kiviruori and M. Sulonen, Formability Limits and Fracturing Modes of Uniaxial Compression Specimens, *CIRP Ann.*, Vol 27 (No. 1), Jan 1978, p 141-145
- [131] G. Sornberger, F. Ramparany, J.M. Cerles, and D. Teirlinck, Ductility of a Continuous Cast 5056 Aluminum Alloy Rod, *Formability and Metallurgical Structure*, Proc. Symp., Mechanical Metallurgy and Shaping and Forming Committees of TMS, AIME (Orlando, FL), 5-9 Oct 1986, p 327-340
- [132] P.F. THOMASON, The Free Surface Ductility of Uniaxial Compression Specimens with Longitudinal Surface Defects, *Int. J. Mech.Sci.*, Vol 11, 1969, p 65-73
- [133] M. MAYAGAWA, M. SHINOHARA, H. AND ASAO, Compression Test of Cylinders with Longitudinal Notches for Comparison of Cold Upset—Forgeability, *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, Vol 12 (No. 122), 1971, p 183
- [134] T. Fukuda and H. Hajita, Effect of Longitudinal Surface Defect on the Steel Wire on Upsetting Limits, *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, Vol 16 (No. 170), 1975, p 255-263
- [135] Z. FAN, The Grain Size Dependence of Ductile Fracture Toughness of Polycrystalline Metals and Alloys, *Mater. Sci. Eng.*, Vol A191, 1995, p 73-83
- [136] A. EL-DOMIATY AND M. SHAKER, A Note on the Workability of Porous-Steel Preforms, *J. Mater. Process. Technol.*, Vol 25, 1991, p 229-233
- [137] S.E. CLIFT, P. HARTLEY, C.E.N. Sturgess, and G.W. Rowe, Fracture Prediction in Plastic Deformation Processes, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol 32 (No. 1), 1990, p 1-17
- [138] Y.Y. ZHU, S. CESCOTTO, AND A.M. HABRAKEN, A Fully Coupled Elastic-Plastic Damage Modeling and Fracture Criteria in Metal Forming Processes, *J. Mater. Process. Technol.*, Vol 32, 1992, p 197-206
- [139] A.S. WIFI, A.H. EL-MONAYRI, AND N. EL-ABASSI, Finite Element Determination of Workability Limits for Disks and Rings under Different Upsetting Conditions, *Adv. Mater. Process. Technol.*, Vol 33, 1992, p 1731-1739
- [140] M.A. SHABARA, A.A. EL-DOMIATY, AND A. KANDIL, Validity Assessment of Ductile Fracture Criteria in Cold Forming, *J. Mater. Eng. Perform.*, Vol 5 (No. 4), Aug 1996, p 478-488
- [141] KUDO, H., AOI, K., 1967. Effect of compression test condition upon fracturing of a medium carbon steel. *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.* 8 (72), 17-27.
- [142] Lemaitre, J., 1985. A continuous damage mechanics model for ductile fracture. *Trans. ASME J. Eng. Mater. Technol.* 107 (1), 83-89.
- [143] S.K. SAMANTA, *Trans. A.S.M.E., J. Eng. Ind.*, 97 (1975) 14.

- [144] M. ROBINSON AND H.A. KUHN, *J. Mech. Working Tech.*, 1 (1977/78) 215.
- [145] KOMORI, K., *Ductile Fracture in Metal Forming, Modeling and Simulation*, Elsevier, 2019.
- [146] A.G. ATKINS, Y.-W. MAI, *Elastic and Plastic Fracture*, Wiley, New York, 1985.
- [147] J. LANDRE, On the utilisation of ductile fracture criteria in cold forging, *Finite Elements in Analysis and Design* 39 (2003) 175–186
- [148] M.G. COCKCROFT, D.J. LATHAM, Ductility and the workability of metals, *Journal of the Institute of Metals*, 96 (1968), pp. 33-39
- [149] OZTURK, F., LEE, D.: *J. Mater. Eng. Perform.*, 16, 2007.
- [150] KUMAR, P., *Mater. Sci. Forum*, 584– 586, 2008.
- [151] S. I. OH, C. C. CHEN, S. KOBAYASHI, Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing—part 2: workability in extrusion and drawing, *Journal of Engineering for Industry*, 101 (1979) 36-44.
- [152] JOHNSON, G. R.; COOK., W. H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics* 21(1), p. 31-48, 1985.
- [153] MORALES, E.D., *Análise De Critérios De Falha Em Materiais Dúcteis: Um Estudo Numérico E Experimental*, Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Engenharia, 2013.
- [154] WHITE, C. S., BRONKHORST, C. A., and ANAND, L. (1990). An improved isotropic kinematic hardening model for moderate deformation metal plasticity. *Mechanics of Materials* 10, 127-147
- [155] SONMEZ F.O., Analytical relations between hardness and strain for cold formed parts, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 186, Issues 1–3, 7 May 2007, Pages 163-173
- [156] VID KRUŠIČ e MARTIN FABJAN, Design of product properties by suitable planning of a cold forging process, *Materials Science*, 2015.
- [157] KIM, H., LEE, S. M., ALTAN, T. (1996): Prediction of hardness distribution in cold backward extruded cups. *Journal of Materials Processing Technology*, 59, pp. 113–121.
- [158] SONMEZ, F. O., DEMIR, A. (2007): Analytical relations between hardness and strain for cold formed parts. *Journal of Materials Processing Technology*, 186, pp.163–173.

- [159] TEKKAYA, A. E. (2001): Improved relationship between Vickers hardness and yield stress for cold forming materials. *Steel Research*, 72 (8), pp. 204–310.
- [160] OSAKADA, K., YANAGIMOTO, J. (2010): Prediction of Property of Metal Forming Product by the Finite Element Method. Proceedings of the 1st International conference on product property prediction, Ed; D. Biermann, A. E.Tekkaya, W. Tillman, Technische Univertaet Dortmund, pp. 155–167.
- [161] J. PETRUSKA, L. JANICEK, On the evaluation of strain inhomogeneity by hardness measurement of formed products, *J. Mater. Process. Technol.*, 143–144 (2003), pp. 300-305.
- [162] M. RUMINSKI, J. LUKSZA, J. KUSIAK, M. PACKO, Analysis of the effect of die shape on the distribution of mechanical properties and strain field in the tube sinking process, *J. Mater. Process. Technol.*, 80–81 (1998), pp. 683-68.
- [163] RAMAEKERS, J. A. H: Harte und Verformung metallischer Werkstoffe, Eindhoven, 1970 (Dr.-Ing.-Diss). 310
- [164] WILHELM, H: Untersuchungen iiber den Zusammenhang zwischen Vickersharte und Vergleichsformanderung bei Kaltumformvorgangen, Berichte aus dem Institut fur Umformtechnik der Universitar Stuttgart, Girardet, Essen, 1969.
- [165] DANNENMANN, E.; Steck, E.; Wilhelm, H: Bander Bleche Rohre 9 (1968), p. 368/94.
- [166] SRINIVASAN. K; VENUGOPAL, P.: *J. Mat. Proc. Techn.* 95 (1999), p. 185/90.
- [167] B. KARLSSON e G. LINDÉN, Plastic Deformation of Ferrite - Pearlite Structures in Steel, *Materials Science and Engineering*, 17 (1975) 209 - 219, Elsevier Sequoia S.A., Lausanne.
- [168] JENNER A.,BRADLEY D., Cold Upsetting And Free Surface Ductility, *Journal of Mechanical Working Technology*, 5 (1981) 31-43, Elsevier Scientific Publishing Company.
- [169] RAO, B.J., KAMLUDDIN, S., RAO., J.A.K SARCAR, M.M.M., BHARGAVA, N.R.M.R., Deformation behavior of Al-4Cu-2Mg alloy during cold upset forging, *Journal of Alloy and Compounds* 471 (2009).
- [170] JOHN, L., e BRUCE, R.P.,Predicting Fracture in Cold Upset Forging by Finite Element Methods, *J. Mater. Shaping Technol.* (1989) 7:57-62
- [171] R. SOWERBY R., CHANDRASEKARAN N., The Cold Upsetting and Free Surface Ductility of Some Commercial Steels, *Journal of Applied Metalworking* volume 3, pages257–263(1984)

- [172] P. W. Studies in large plastic flow and fracture: With special emphasis on the effects of hydrostatic pressure. Harvard University Press, Cambridge, Massachusetts, 1964.
- [173] DUNAND M., MOHR D. Hybrid experimental–numerical analysis of basic ductile fracture experiments for sheet metals. *International Journal of Solids and Structures*, 2010, Vol. 47, Issue 9, pp. 1130–1143.
- [174] BAO Y., WIERZBICKI T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2004, Vol. 46, Issue 1, pp. 81–98.
- [175] Y. TIRUPATAIAH, G. SUNDARARAJAN, A comprehensive analysis of the static indentation process, *Mater. Sci. Eng.*, 91 (1987), pp. 169-180.
- [176] NICKEL INSTITUTE, Cold Forming Stainless Steel Bar and Wire, 2019.
- [177] KIM, H.S., e IM, Y.T., Prediction of Ductile Fracture in Cold Forging of Aluminum Alloy, *J. Manuf. Sci. Eng.* Aug 1999, 121(3): 336-344
- [178] KOMORI, K., 2003. Effect of ductile fracture criteria on chevron crack formation and evolution in drawing. *Int. J. Mech. Sci.* 45 (1), 141-160.
- [179] MURUGESAN, M., JUNG, D.W., Johnson Cook Material and Failure Model Parameters Estimation of AISI-1045 Medium Carbon Steel for Metal Forming Applications, *Materials Science*, 2019.

ANEXO A- Certificado de Qualidade do DIN 30MnVS6







GERDAU  
 OUR MANAGEMENT SYSTEM IS CERTIFIED TO ISO 9001 / IATF 16949 / ISO 14001  
 Creditas Number: 3030 / Certificate Number: 3034 / RD 14001/2015 / Creditas Number: 7938  
 Creditas Number: 3030 / Certificate Number: 3034 / RD 14001/2015 / Creditas Number: 7938

Page 1/1

CERTIFICADO DE QUALIDADE  
 QUALITY CERTIFICATE  
 CERTIFICADO DE CALIDAD

NOTA FISCAL/INVOICE 00000000000	PESO/WEIGHT (KG) -	PRODUTO/PRODUCT FIO-MÁQUINA LAMINADO REDONDO	Cart. N° 0000000000
PART NUMBER -	PEDIDO/CUST-ORDER -	SEM TRATAMENTO TÉRMICO DECAPADO FOSFATIZADO ENSABOADO	LOTE/BATCH 1208405032
CLIENTE/CLIENT -	QUALIDADE/GRADE 30MnVS6	MATERIAL/MATERIAL 706020374	CORRIDA/HEAT 12084050

**NORMA/SPECIFICATION**  
 PROTOCOLO MAX DEL 30MnVS6 FMR 16.15MM 00 17.01.2019

**ANÁLISE QUÍMICA/CHEMICAL COMPOSITION**

C	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Sn	Al	Ti	Nb	N	B	Pb
0,270	1,40	0,59	0,017	0,15	0,13	0,02	0,1040	0,180	0,0110	0,0080	0,0149	0,0040	0,0139	0,0001	0,0010

H    Ca    W    Cu+10Sn  
 %    %    %    %

**ENSAIOS MECÂNICOS/MECHANICAL PROP**

LR	IE	Alongamento	RA
Dureza	MPa	%	%
278,00	954	702	13,70
			21,6

**ENSAIOS METALOGRAFICOS/METALLOGRAPHIC TESTS**

TC Aument. DS Tot (Max) DS Par (Max)  
 mm    mm

6    0,00    0,10

**MICROINCLUSÕES/INCLUSION RATING NUMBER**

ASTM/SAB/ISO	A - SP	A - SC	B - SP	B - SC	C - SP	C - SC	D - SP	D - SC
	1,0	1,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,5	0,5

**OBSERVAÇÕES/OBSERVATIONS**

RECOMENDAÇÕES AMBIENTAIS RELACIONADAS AO PRODUTO:  
 Para que possamos contribuir com o meio ambiente e o desenvolvimento sustentável de nossa cadeia produtiva, recomendamos a nossos clientes que destinem corretamente os resíduos de nossos produtos, inerentes ou agregados a ele, conforme a legislação ambiental vigente de sua região, estado ou país.

**\*\*\* CERTIFICADO INCOMPLETO \*\*\***

**INFORMAÇÕES ATUALIZADAS SERÃO ENVIADAS QUANDO TODOS OS TESTES ESTIVEREM FINALIZADOS.**

MONICHER

DINDAM/BRANCARA 2ºº DR 2019



LICIO MARCIS QUEIJI CHERA 064098-1