

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DOS
MATERIAIS - PPGEMM

Conformação de Precisão do Aço Inoxidável Austenítico ABNT 304

Por

Genaro Marcial Mamani Gilapa
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS,
dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais -
PPGEMM

Porto Alegre

1995

Conformação de Precisão do Aço Inoxidável Austenítico ABNT 304

DISSERTAÇÃO

Apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica
e dos Materiais - PPGEMM, como parte dos requisitos para a
obtenção do Título de:

Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação

por

Genaro Marcial Mamani Gilapa
Engenheiro Metalúrgico

Esta DISSERTAÇÃO foi julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia, Área de Concentração de Metalurgia de Transformação e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Lírio Schaeffer, PPGEMM-UFRGS

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Milton Zaro - PROMEC/UFRGS

Prof. Dr. Nestor Heck - PPGEMM/UFRGS

Dr. Arão Dias Mattos - RHAE/CNPq

Coordenador do PPGEMM
Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

AGRADECIMENTOS

Aos Profs. Drs. Lírío Schaeffer e Milton Zaro, pela orientação e apoio concedido durante a execução deste trabalho.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), pelo auxílio financeiro.

Aos Professores do PPGEMM-UFRGS.

À Aços Finos Piratini, pelo material doado.

Ao Elmo J. A. Cardoso, pela revisão do texto e auxílio na formatação e impressão final deste trabalho.

A meus pais, irmãos e amigos, pelo apoio moral.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	vii
LISTA DE TABELAS	xi
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	xii
RESUMO	xiv
ABSTRACT	xv
 1. INTRODUÇÃO	 1
1.1. Introdução.....	1
1.2. Objetivos	1
 2. CONFORMAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	 3
2.1. Características do material que afetam a conformabilidade.....	3
2.1.1. Composição química	3
2.1.2. Microestrutura	10
2.1.3. Temperatura.....	12
2.1.4. Velocidade de deformação ($\dot{\phi}$)	14
2.1.4.1. Deformação a baixa velocidade.....	15
2.1.4.2. Deformação a alta velocidade	15
 3. CONFORMABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL 304	 18
3.1. Curva de escoamento.....	18
3.1.1. Ensaio de tração.....	18
3.1.2. Ensaio de compressão	18
3.1.2.1. Ensaio de compressão axial.....	18
3.1.3. Descrição matemática da curva de escoamento do aço inoxidável austenítico.....	20
3.2. Trabalhabilidade do aço inoxidável austenítico 304	23
3.2.1. Formação de escoamento localizado nos aços inoxidáveis austeníticos	25
3.3. Atrito e lubrificação.....	26
3.3.1. Testes para determinar o valor de atrito	28
3.3.1.1. Teste do anel.....	30
 4. CONSTRUÇÃO DA CURVA DE ESCOAMENTO	 34
4.1. Material: características químicas e microestrutura	34
4.2. Obtenção da curva de escoamento através do ensaio de tração	35
4.3. Obtenção da curva de escoamento através do ensaio de compressão axissimétrica	37

4.3.1. Fontes de erro	43
4.4. Determinação dos valores “C” e “n”	43
4.5. Encruamento do aço inoxidável austenítico 304	44
4.6. Influência do termo $\partial k_f / \partial \phi$	45
4.7. Influência do termo $\partial^2 k_f / \partial \phi \partial \dot{\phi}$	46
4.8. Envelhecimento dinâmico por deformação	46
4.9. Determinação da variação do volume padrão	48
4.10. Observações metalográficas	50
5. DETERMINAÇÃO DO COEFICIENTE DE ATRITO	57
5.1. Considerações gerais	57
5.2. Equipamentos utilizados e medição da rugosidade	57
5.3. Procedimento para determinação do fator de atrito	59
6. CONFORMAÇÃO DE PRECISÃO	63
6.1. Considerações gerais	63
6.1.2. Considerações no desenho da matriz	64
6.2. Forjamento experimental	65
6.3. Cálculo da força de forjamento	67
6.4. Simulação	67
6.4.1. Simulação do processo de forjamento	68
6.4.1.1. Efeito da geometria inicial	70
6.4.1.2. Efeito do atrito	71
6.5. Confecção de matriz	77
6.6. Medição da força de forjamento	77
6.7. Defeitos de forjamento	82
6.9. Análise de microdurezas	84
7. CONCLUSÕES	86
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	89
9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	90

ANEXOS

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. Formação de martensita induzida por deformação a frio do aço inoxidável austenítico (MD ₃₀).....	6
Figura 2.2. Efeito do níquel sobre o fator de encruamento por deformação a frio.....	7
Figura 2.3. Efeito do conteúdo de carbono sobre o fator de encruamento de um aço inoxidável austenítico do tipo 304 e 305.....	8
Figura 2.4. Efeito do conteúdo de cromo sobre o fator de encruamento, em aços inoxidáveis austeníticos que contêm menos de 0,08% para diferentes conteúdos de níquel.....	9
Figura 2.5. Influência do tamanho de grão sobre a curva de escoamento do aço inoxidável austenítico 304 a frio.	11
Figura 2.6. Formação de martensita induzida por deformação em diferentes temperaturas para um aço inoxidável austenítico 304	12
Figura 2.7. Efeito da temperatura sobre a tensão do escoamento (0,2%) e a percentagem de alongamento do aço inoxidável austenítico 304.....	13
Figura 2.8. Fração de volume de martensita formada no aço inoxidável austenítico 304 durante a deformação a frio num ensaio de tração uniaxial em alta (10 ³ /s) e baixa (10 ⁻³ /s) velocidade de deformação.....	16
Figura 3.1. Gráfico que compara o comportamento logarítmico da curva de escoamento prática com a equação 3.5 do aço inoxidável austenítico 304 a 100 °C ($\dot{\phi} = 0,1s^{-1}$).....	21
Figura 3.2. Curva de escoamento prática para aço inoxidável 304 e a idealizada pelo modelo de Voce para uma temperatura de 100 °C e $\dot{\phi} = 10,0 s^{-1}$	23
Figura 3.3. Características do corpo de prova para compressão com um volume padrão reduzido	25
Figura 3.4. Diagrama mostrando a quantidade relativa de volume padrão penetrado nas bases do corpo de prova equivalente a DGV	26
Figura 3.5. Representação simplificada de um elemento do material movimentando-se em relação à ferramenta.....	27
Figura 3.6. Testes para definir as condições de atrito: a) pino contra plano, b) compressão torsão, c) compressão torsão com pino confinado e d) trefilação plana.....	29
Figura 3.7. Compressão de um corpo de prova tipo anel entre duas bases planas.	29

Figura 4.1. Microestrutura do aço inoxidável da série 304 solubilizado (corte transversal). Ácido acético 10% x 100.....	34
Figura 4.2. Curva tensão vs. deformação relativa obtida através do ensaio de tração do aço ABNT 304.	37
Figura 4.3. Curvas de escoamento obtidas por ensaio de compressão axial a diferentes temperaturas e $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ para o aço ABNT 304.....	40
Figura 4.4. Curvas de escoamento obtidas por ensaio de compressão axial a diferentes temperaturas e $\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$ para o aço ABNT 304.....	41
Figura 4.5. Variação do encruamento com a temperatura e diferentes taxas de deformação para o aço ABNT 304, quando $\phi = 0,3$	45
Figura 4.6. Variação da sensibilidade à velocidade de deformação, tensão de escoamento e taxa de encruamento para o aço inoxidável austenítico 304	47
Figura 4.7. Gráfico que mostra a variação do volume padrão vs. temperatura do aço inoxidável austenítico 304.....	48
Figura 4.8. Diagrama de isolinhas de deformações no corpo de prova tipo carretel (CAPS- FINEL) a uma temperatura de 100 °C e $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$	49
Figura 4.9. Diagrama de isolinhas de deformações no corpo de prova tipo carretel (CAPS- FINEL) a uma temperatura de 20 °C e $\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$	49
Figura 4.10. Evolução teórica da malha e de isolinhas de deformação para um $\phi = 0,7$ (simulação via CAPS-FINEL).....	50
Figura 4.11. Variação de microdureza nos diferentes corpos de prova cilíndricos deformados por compressão axial	51
Figura 4.12. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a frio ($\phi = 0,7$) com baixa velocidade de deformação ($\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$)	53
Figura 4.13. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a frio ($\phi = 0,7$) com alta velocidade de deformação ($\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$)	53
Figura 4.14. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a 100 ° ($\phi = 0,7$) com baixa velocidade de deformação ($\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$).....	54
Figura 4.15. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a 100 °C ($\phi = 0,7$) com alta velocidade de deformação ($\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$)	54
Figura 4.16. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a 200 °C ($\phi = 0,7$) com alta velocidade de deformação ($\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$)	55

Figura 4.17. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a 300 °C ($\varphi = 0,7$) com baixa velocidade de deformação ($\dot{\varphi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$).....	55
Figura 4.18. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a 300 °C ($\varphi = 0,7$) com alta velocidade de deformação ($\dot{\varphi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$)	56
Figura 5.1. Dimensões do anel usado para o ensaio de atrito.....	57
Figura 5.2. Gráficos de rugosidade das bases planas e do anel usados no ensaio de atrito.....	58
Figura 5.3. Fluxograma do procedimento para determinação do fator de atrito	59
Figura 5.3. Curva teórica de calibração para uma geometria (6:3:2) com os valores de atrito determinados	61
Figura 6.1. Variação da tensão de escoamento em função da temperatura em um ensaio de flexão para um aço ferramenta com uma dureza de 51 HRC.....	65
Figura 6.2. Geometrias ensaiadas no forjamento	66
Figura 6.3. Esquema da matriz empregada para os ensaios de forjamento	66
Figura 6.4. Sistema de malha gerado nas geometrias iniciais 1, 2 e 3	69
Figura 6.5. Evolução teórica das três geometrias ensaiadas.....	70
Figura 6.6. Evolução teórica do efeito do atrito sobre o preenchimento da cavidade da matriz para a geometria inicial 3. a) com lubrificante ($m = 0,25$) e b) sem lubrificante ($m = 0,45$).	71
Figura 6.7. Evolução teórica do campo de velocidades na operação de forjamento para uma redução de altura de 60% da geometria inicial 3. a) com lubrificante ($m = 0,25$) e b) sem lubrificante ($m = 0,45$)......	72
Figura 6.8. Evolução teórica do efeito do atrito sobre o preenchimento da cavidade da matriz para a geometria inicial 2. a) com lubrificante ($m = 0,25$) e b) sem lubrificante ($m = 0,45$).	72
Figura 6.9. Evolução teórica do campo de velocidades na operação de forjamento para uma redução de altura de 60% da geometria inicial 3. a) com lubrificante ($m = 0,25$) e b) sem lubrificante ($m = 0,45$).....	73
Figura 6.10. Isolinhas de deformação para as três geometrias ensaiadas.....	74
Figura 6.11. Evolução teórica de carga e de deslocamento para as diferentes geometrias iniciais (G-1, G-2 e G-3); CAPS-FINEL)	75
Figura 6.12. Efeito da temperatura sobre a força de forjamento (CAPS-FINEL).....	76
Figura 6.13. Distribuição de forças para a peça forjada a frio (a) e a 300 °C (b)	76

Figura 6.14. Esquema diagnóstico de montagem da matriz e do sistema de medição na prensa.....	78
Figura 6.15. Gráfico que mostra o comportamento da força prática de forjamento para as três geometrias com lubrificante	79
Figura 6.16. Escoamento do aço inoxidável austenítico 304 dentro da cavidade da matriz, em diferentes estágios para as três geometrias, deformado a frio com uma velocidade de deformação $\dot{\varphi} = 0,8 \text{ s}^{-1}$. Ensaio realizado na máquina de ensaios Schenck.....	80
Figura 6.17. Fluxo do material na peça forjada, com e sem lubrificante	81
Figura 6.18. Fotografia da peça forjada a frio mostrando defeito de trinca no diâmetro menor, da geometria 1	83
Figura 6.19. Efeito do lubrificante sobre as dimensões finais da peça forjada	83
Figura 6.20. Microdurezas HV das peças forjadas a 300 °C e a frio (geometria 3 e sem lubrificante)	84
Figura 6.21. Microdurezas HV de uma peça solubilizada a 1.100 °C durante 15 minutos e esfriada rapidamente em água (geometria 3 sem lubrificante).....	84

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1. Classificação dos elementos de liga para aços inoxidáveis austeníticos	4
Tabela 2.2. Composição química dos materiais ensaiados por Angel	6
Tabela 3.1. Seleção do lubrificante para conformação de ligas de níquel.....	32
Tabela 4.1. Composição química do material (% em peso).....	34
Tabela 4.2. Temperaturas e velocidades de deformação ensaiadas no aço ABNT 304	38
Tabela 4.3. Valores de “C” e “n” determinados para os ensaios de compressão axial para diferentes temperatura e ϕ , para o aço ABNT 304.....	44
Tabela 4.4. Microdurezas nos corpos de prova cilíndricos deformados a $\phi = 0,7$ no ensaio de compressão axial	51
Tabela 5.1. Resultados obtidos no ensaio de compressão do anel	60

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A = Área instantânea do corpo de prova (mm^2)

A_0 = Área inicial (mm^2)

C = Fator de encruamento (—)

C_2 = Constante na equação 3.9 (—)

d = tamanho de grão (mm)

D_0 = Diâmetro inicial do corpo de prova para compressão axial (mm)

F = força (N)

h = Altura instantânea do corpo de prova no ensaio de compressão axial (mm)

h_0 = Altura inicial do corpo de prova no ensaio de compressão axial (mm)

k_f = Tensão de escoamento (N/mm^2)

k_w = Resistência à deformação (N/mm^2)

l_f = Comprimento instantâneo do corpo de prova no ensaio de tração (mm)

l_0 = Comprimento inicial do corpo de prova no ensaio de tração (mm)

m = fator de atrito

n = Expoente de encruamento

n_2 = Constante na equação 3.9

r = raio do corpo de prova no ensaio de compressão axial (mm)

R_n = Raio neutro do anel para ensaio de atrito (mm)

R_i = Raio interior do anel para ensaio de atrito (mm)

R_o = Raio externo do anel para ensaio de atrito (mm)

s = Deslocamento da matriz durante o ensaio de forjamento (mm)

T = Altura do anel para ensaio de atrito (mm)

V_o = Volume inicial (mm^3)

V_f = Volume final (mm^3)

% DGV = Percentagem da distribuição do volume padrão (—)

Δ = Diferença de tensão real (N/mm^2) - equação 3.10

M_s = Temperatura de formação da martensita por esfriamento ($^{\circ}\text{C}$)

M_d = Temperatura de formação de martensita por deformação ($^{\circ}\text{C}$)

τ = Tensão de cisalhamento na interface

ε_f = Deformação de fratura (%)

φ = Deformação verdadeira (—)

φ_M = Deformação verdadeira usando o critério de Von Mises (—)

$\dot{\varphi}$ = Velocidade de deformação (—)

ε = Deformação relativa (%)

η = Sensibilidade à velocidade de deformação (—)

α' = Martensita tetragonal

μ = Coeficiente de atrito

ε_c = Constante na equação 3.13

θ_0 = Constante na equação 3.13

σ = Intermetálico precipitado no aço inoxidável austenítico

δ = Ferrita ccc

σ_0 = Tensão de escoamento

σ_n = Tensão normal na interface

k = Constante

E_γ = Grau de estabilidade da austenita

RESUMO

As características de conformação do aço inoxidável austenítico 304 em ensaios de compressão axial no intervalo de temperatura de 20-300 °C e velocidades de deformação de 0,1 s⁻¹ e 10,0 s⁻¹ foram estudadas com a finalidade de caracterizar o escoamento plástico estável e instável. A temperatura de conformação afeta a transformação austenita-martensita. A martensita induzida por deformação é a responsável pela instabilidade de escoamento em ensaio a baixas temperaturas (< 100 °C). Próximo a 200 °C a instabilidade deve-se ao envelhecimento dinâmico por deformação. Em vista da ocorrência desta instabilidade é preferível a conformação a 300 °C com velocidades de deformação baixas, não havendo problemas de tolerância dimensional. Também foi quantificado o fator de atrito para ensaios com lubrificante e sem lubrificante. Estes parâmetros foram avaliados mediante modelos matemáticos e modelamento físico.

ABSTRACT

The deformation characteristics of 304 stainless steel in axial compression at temperature range of 20-300 °C and strain rate from 0.1 to 10.0 s⁻¹ have been studied with the aim of characterizing the stable and unstable plastic flow. The working temperature affects the austenite-martensite transformation. The formation of martensite induced by plastic deformation was responsible for flow instabilities at low temperatures (<100 °C). Near 200 °C the flow instabilities are due to dynamic strain aging. In view of the occurrence of these instabilities, the working temperature of 300 °C is preferable, having no problems of dimensional tolerance. It was also quantified the friction factor by ring test with lubricant and without lubricant. These parameters have been evaluated through mathematical models and physical modeling.

1. INTRODUÇÃO

1.1. Introdução

Nos últimos anos tem aumentado grandemente o uso de peças de aço inoxidável, tais como: prendedores, ferrolhos, porcas, parafusos, válvulas, etc. O uso de aço inoxidável austenítico destaca-se ainda na área de instrumentos cirúrgicos. Este aumento no consumo é devido principalmente à boa resistência deste aço à corrosão, elevando assim a vida útil dos diversos produtos fabricados. A combinação de resistência à corrosão, resistência mecânica e tenacidade são as grandes vantagens definitivas, se comparado com outros materiais competitivos.

A produção destes produtos à base de aço inoxidável austenítico tem aumentado usando-se técnicas de forjamento a frio ou morno, em substituição a técnicas de obtenção como usinagem, fundição ou forjamento a quente. A conformação de precisão é identificada mediante o termo "NET SHAPE"; o termo NET indica que, depois de forjada, a peça precisa de um mínimo de operações posteriores de usinagem ou acabamento (operações secundárias podem ser necessárias para a produção de cavidades pequenas ou outro tipo de detalhes).

A conformação a frio é tradicionalmente um processo de conformação de precisão. Alternativas como a conformação de sinterizados e a conformação a morno (desde que sejam tomadas as devidas precauções para as dilatações térmicas) também são viáveis. A conformação de precisão tem como objetivo a produção de peças com o formato o mais próximo possível do desenho da peça acabada.

1.2 Objetivos

Neste trabalho analisam-se, inicialmente, o efeito da temperatura e da velocidade de deformação na tensão de escoamento do aço inoxidável austenítico ABNT 304 e a influência sobre a conformabilidade deste material e seu efeito sobre a microestrutura; quantifica-se, também, o fator de atrito à temperatura ambiente. Construiu-se um ferramental

para forjamento de precisão de matriz fechada sem rebarba e sem ângulo de saída de uma peça de simetria axial. Os ensaios laboratoriais de forjamento foram realizados à temperatura ambiente, tendo sido analisadas várias condições de atrito. A análise matemática foi realizada via método de elementos finitos. Pode-se fazer uma avaliação do software fazendo-se uso dos parâmetros de tensão de atrito levantados experimentalmente.

2 - CONFORMAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

2.1 Características do material que afetam a conformabilidade

Os novos conceitos sobre matéria-prima exigem a eliminação das causas de imprecisões do forjado, decorrentes de uma inadequada qualidade de corte de preparação dos blocos, tarugos, barras etc., bem como das variações de composição química e microestrutura associadas aos processos iniciais, incluindo-se os tratamentos térmicos que conduzem a desuniformidades de cargas e flutuações de tensão de escoamento do metal sob conformação. Chama-se atenção para o fato de que a deformação plástica não renova totalmente a superfície da matéria-prima e, portanto, a qualidade do forjado vai depender da história prévia do material.

Para facilitar a forjabilidade, foram desenvolvidas ligas especiais para forjamento de precisão. Essas ligas têm permitido superar tendências conflitantes de melhor trabalhabilidade em temperaturas baixas e minimizar ou mesmo eliminar tratamentos térmicos subseqüentes ao forjamento de precisão, com a utilização de composição controlada. Assim, pela adequada seleção da composição, estrutura metalúrgica e eliminação de defeitos da matéria-prima, assegura-se o controle de muitas causas de imprecisões na tolerância dimensional e no acabamento dos forjados.

2.1.1 Composição química

O controle de composição química e a microestrutura da matéria-prima são de muita importância no processo de forjamento de precisão, para evitar formação de intermetálicos, mudanças de fase e variação de microestrutura que podem afetar a qualidade final do produto.

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam um alto grau de encruamento por deformação; esta característica é afetada pela estrutura do material, ou seja, por sua maior ou

menor tendência a gerar estruturas do tipo martensita “ ϵ ” ou martensita “ α' ”. O surgimento desta estrutura é determinada pela composição química, temperatura e deformação.

Estes materiais apresentam um alto grau de encruamento por deformação a frio. Não são facilmente conformáveis como os outros aços, requerendo de 30 a 50% a mais de força para compressão axial. Embora estes produtos de recalque a frio de aços do tipo 304 e 302 (18Cr/8Ni) sejam largamente vendidos, foram desenvolvidas ligas especiais para processos que requerem forjamentos com deformações severas. Estas ligas têm alto conteúdo de níquel para reduzir a taxa de encruamento. O tipo 305 (18Cr/13Ni) é a liga mais comumente usada para recalque a frio de perfilados simples. Já para máquinas com várias matrizes e máquinas de produção de parafusos, são usadas ligas de tipo 385 (12Cr/15Ni) ou 384 (16Cr/18Ni). Para peças muito mais complexas são usadas ligas com alto conteúdo de níquel.^{/2.1/}

Tabela 2.1. Classificação dos elementos de liga para aços inoxidáveis austeníticos.

Estabilizadores de austenita	Cu, Co, Ni, N, C, Mn.
Formadores de Ferrita	Cr, Si, Mo, Al, P, V, Ti, Cb, W, Zr
Formadores de carbonetos ou nitratos	Ti, Cb, Ta, W, Zr, V.

Os elementos de baixo conteúdo de liga são divididos em três grupos^{/2.2/}:

1. Elementos intersticiais: carbono, nitrogênio e boro, que são solúveis em matriz austenítica como intersticiais.
2. Elementos estabilizadores de carbonetos, que são menos solúveis em matriz austenítica.

3. Elementos substitucionalmente estáveis: molibdênio e cobre, os quais podem não formar carbonetos, sendo solúveis em matriz austenítica como substitucionais.

Dependendo do aço inoxidável austenítico, ou seja, de sua composição química, ocorrerão diferenças marcantes nas características dos estágios de encruamento. Estas diferenças estão relacionadas com o grau de transformação de martensita induzida por deformação.^{/2.3/}

O níquel é um dos elementos austenígenos e, basicamente, é o responsável pela estabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos.

Para medir a estabilidade da austenita mediante a presença de níquel foi desenvolvida a seguinte equação:^{/2.1/}

$$E_{\gamma} = \%Ni \left[\frac{(\%Cr + 1.5\%Mo - 20)^2}{12} - 0.5\%Mn - 35\%C - 0.7\%Cu - 27\%Ni + 15 \right] \quad [2.1]$$

Quando E_{γ} é um valor negativo, indica que menos níquel do que o necessário está presente.

A formação de martensita induzida por deformação (α') em aços inoxidáveis austeníticos varia segundo o conteúdo de elementos de liga, como pode ser observado na Figura 2.1. Alguns elementos dão uma maior estabilidade à austenita. Esta estabilidade influencia as propriedades mecânicas destes aços.

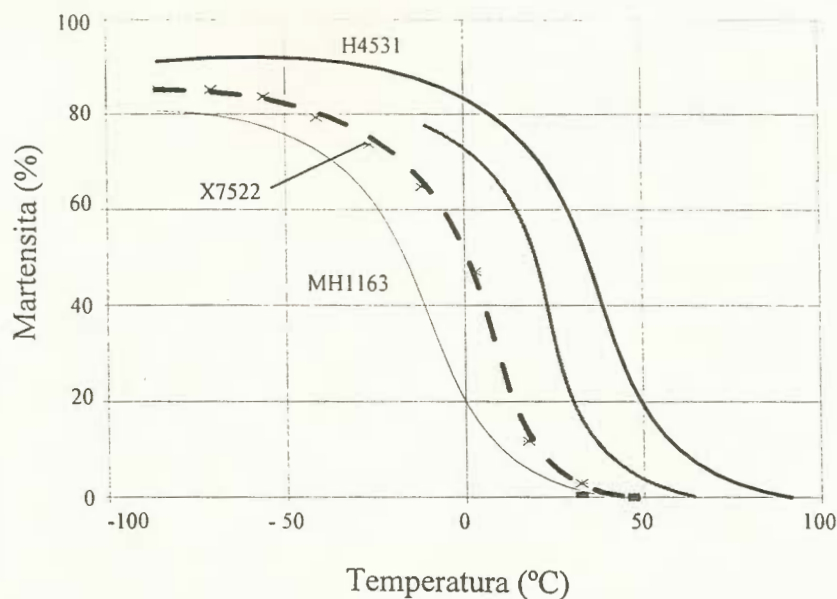


Figura 2.1. Formação de martensita induzida por deformação a frio do aço inoxidável austenítico (M_{d30}).^{/2.4/}

As comparações químicas dos diferentes ligas encontram-se na Tabela 2.2. Pode-se observar que as ligas com conteúdos altos de carbono e manganês apresentam maior estabilidade da austenita.

Tabela 2.2. Composição química dos materiais ensaiados por Angel^{/2.4/}

	C, %	N, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	M_{d30}	M_s
H4531	0,06	0,024	0,39	0,33	18,4	8,6	0,06	34	
X7522	0,09	0,053	0,42	0,42	18,2	8,6	0,29	1	<-183
MH1163	0,12	0,013	0,81	0,95	19,2	8,4	0,07	-15	<-183

O elemento que dá maior estabilidade à austenita é o níquel; este efeito foi avaliado em função do fator de encruamento. A Figura 2.2 mostra o efeito do conteúdo de níquel sobre o fator de encruamento por deformação a frio de um aço inoxidável austenítico. Os materiais analisados contêm menos de 0,08% de carbono, e o gráfico mostra o comportamento para diferentes conteúdos de cromo.

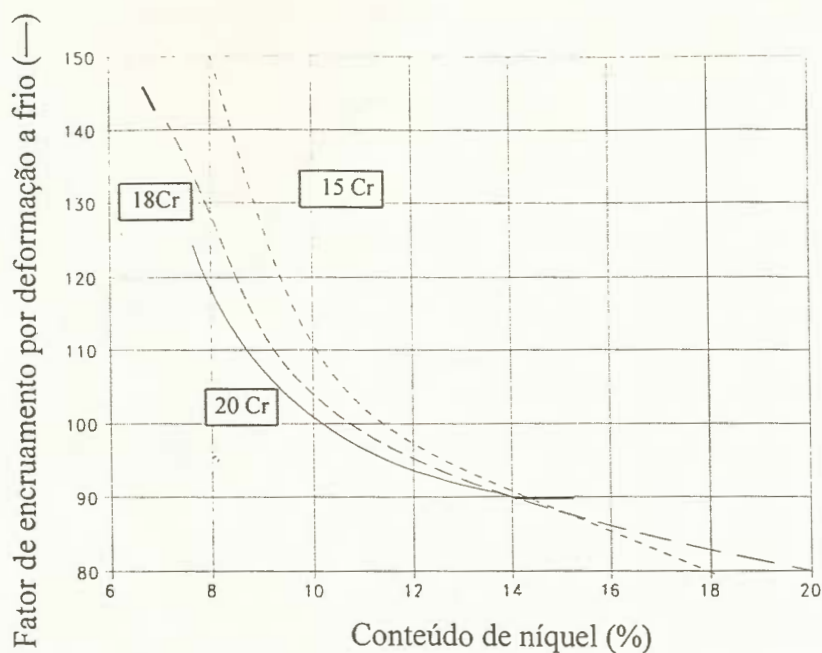


Figura 2.2. Efeito do níquel sobre o fator de encruamento por deformação a frio. ^[2.2, 2.5]

Como pode-se observar na Figura 2.2, o conteúdo de níquel nos níveis de 7-12% diminui fortemente o fator de encruamento nas ligas austeníticas. O níquel também diminui a energia necessária para provocar uma determinada deformação.

Outro elemento estabilizador da austenita é o carbono; seu conteúdo varia de 0,02-0,12%. Este elemento, além de estabilizar a austenita, favorece a formação de carbonetos de cromo para graus estabilizados e não estabilizados.

Aços inoxidáveis austeníticos com menos de 0,03% de carbono (304 L) dificilmente formam carbonetos intergranulares. Esta característica de limitada sensitização é importante nos processos de conformação a morno e a quente. Já a influência do carbono sobre o fator de encruamento é mostrado na Figura 2.3.

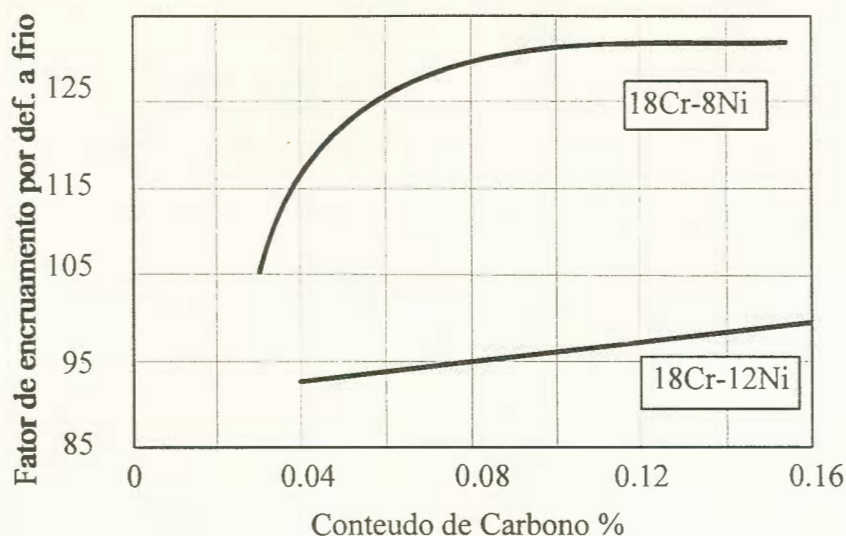


Figura 2.3. Efeito do conteúdo de carbono sobre o fator de encruamento de um aço inoxidável austenítico do tipo 304 e 305^{/2.2, 2.5/}

Na Figura 2.3 pode-se observar que o conteúdo de carbono em ligas não estáveis afeta muito o fator de encruamento, especialmente nos níveis de 0,03 a 0,06%. Acima de 0,08% o fator de encruamento mantém-se praticamente constante. Em ligas com alto conteúdo de níquel, onde praticamente a liga encontra-se em um estado estável, não se observa uma forte influência do carbono.

Carbono, nitrogênio e silício elevam também a tensão de escoamento mais do que outros elementos comuns de liga. Em ligas comerciais o conteúdo médio de silício é 0,5%. Eliminando este conteúdo de silício, pode-se incrementar sua trabalhabilidade. Isto também pode ser conseguido pela adição de mais ou menos 4% de níquel. O silício é também responsável pela diminuição do limite máximo de deformação (até a ruptura). Para um ótimo recalque, conteúdos baixos de nitrogênio, silício e cromo, bem como altos conteúdos de níquel e cobre são mais desejáveis. A remoção do silício é particularmente benéfica^{/2.1/}.

O cobre é um elemento benéfico nestas ligas, aumentando a conformabilidade e diminuindo o expoente de encruamento “n”, em ligas não estáveis. Este efeito é devido ao fato de que o cobre eleva a energia de falha de empilhamento (EFE).

O cromo é membro do grupo de elementos conhecidos como formadores de ferrita, e é responsável pela diminuição da temperatura do Ms. e redução da ductilidade. O cromo diminui acentuadamente o fator de encruamento em ligas não estáveis; já em ligas estáveis, ele reduz fracamente o fator de encruamento.^[2.5]

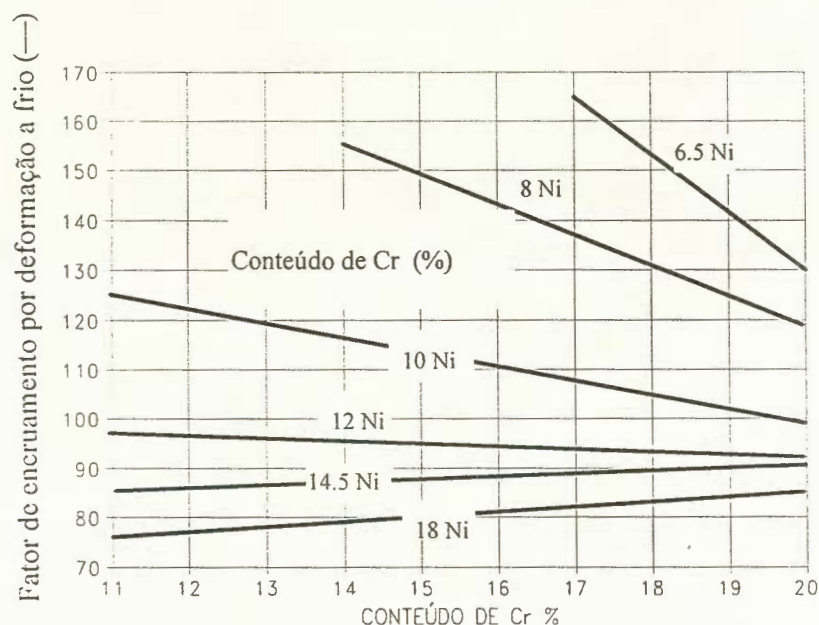


Figura 2.4. Efeito do conteúdo de cromo sobre o fator de encruamento, em aços inoxidáveis austeníticos que contêm menos de 0,08% para diferentes conteúdos de níquel^[2.5].

A formação da fase σ em aços inoxidáveis austeníticos prejudica fortemente as propriedades mecânicas, em especial na resistência a impacto. Os elementos formadores desta fase são molibdênio, vanádio, tungstênio e titânio, e quando o teor do cromo equivalente é maior do que 17,8 pode ocorrer a formação da fase σ ^[2.3]. A presença de ferrita δ em aços inoxidáveis austeníticos acelera sobremaneira a cinética de formação de intermetálicos, em particular da fase σ , que dá muita fragilidade ao material, de forma que a composição química deve ser balanceada para evitar a formação de ferrita δ na estrutura^[2.6].

A ferrita δ reduz a deformação de fratura por nucleação de cavidades na interface ferrita-austenita. Um balanço apropriado entre estabilizadores de ferrita e austenita é necessário para eliminar o constituinte ferrita δ .

Elementos substitucionais afetam a energia de falha de empilhamento (EFE) provocando efeito sobre a tensão de escoamento da austenita ^{/2.7, 2.8, 2.9/}, especialmente em altas deformações. O silício e o cromo são elementos que diminuem a energia da falha de empilhamento, elevando a tensão de escoamento. O níquel e o cobre, por outro lado, elevam a energia de falha de empilhamento (EFE) e melhoram a conformabilidade deste material. Dos elementos intersticiais, só o nitrogênio contribui substancialmente sobre a tensão de escoamento e seu efeito é relativamente pequeno em altas deformações. Elementos substitucionais que reduzem a tensão de escoamento em altas deformações elevam a fratura por deformação e são limitantes do recalque a frio. O cromo e particularmente o silício elevam a tensão do escoamento e diminuem a deformação de fratura.

Para uma composição química ideal, deveria observar-se o conteúdo necessário dos elementos químicos para evitar a corrosão, reduzindo o nitrogênio e o silício a níveis baixos e variando o conteúdo de níquel e cobre para produzir melhor conformabilidade. Como a formação de ferrita δ e martensita são indesejáveis, o manganês e o carbono podem ser mantidos em níveis suficientemente altos para estabilizar a estrutura. ^{/2.1/}

2.1.2 Microestrutura

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam ductilidade alta, comparados com outros aços. R. Jackson ^{/2.1/} desenvolveu uma equação que permite determinar a deformação de fratura (ϵ_f) para aços inoxidáveis austeníticos que não formem martensita e para amostras sem a presença de carbonetos.

$$\epsilon_f = 1,17 + 0,68\%Ni - 0,62\%Si - 0,04\%Cr. \quad [2.1]$$

Os elementos que afetam a deformação de fratura são o silício e o cromo, os quais também elevam a tensão de escoamento em altas deformações. As inclusões também têm influência sobre o início da fratura.

As amostras que apresentam precipitação de carbonetos e de grão grosseiro apresentam fratura com menos deformação que os não carbonetados da mesma composição.

Em metais de estrutura cúbica de face centrada (cfc) a tensão de escoamento e dureza aumentam grandemente com a diminuição do tamanho de grão ^{/2.10/}, assim como aumenta a deformação de fratura ^{/2.1/}. Tamanhos de grão grande provocam diminuição na tensão do escoamento, como é mostrado na Figura 2.5, e provocam acabamento superficial rugoso, conhecido como “casca de laranja”.

Aços inoxidáveis austeníticos com martensita induzida por deformação podem ter a mesma forma de fratura que aços completamente austeníticos (estáveis). A formação de martensita eleva a tensão de escoamento, o que poderia provocar fratura sob deformações menores. A formação de martensita em altas deformações poderia, contudo, também relaxar o estado triaxial de tensão no crescimento de cavidades e baixar a taxa deste. Todos os efeitos da formação de martensita também podem aumentar ou diminuir a deformação de fratura, dependendo do estágio da prova na qual a formação começa. Entretanto, a formação rápida de martensita em altas deformações aumenta a deformação de fratura (evita a extricção) ^{/2.11/}.

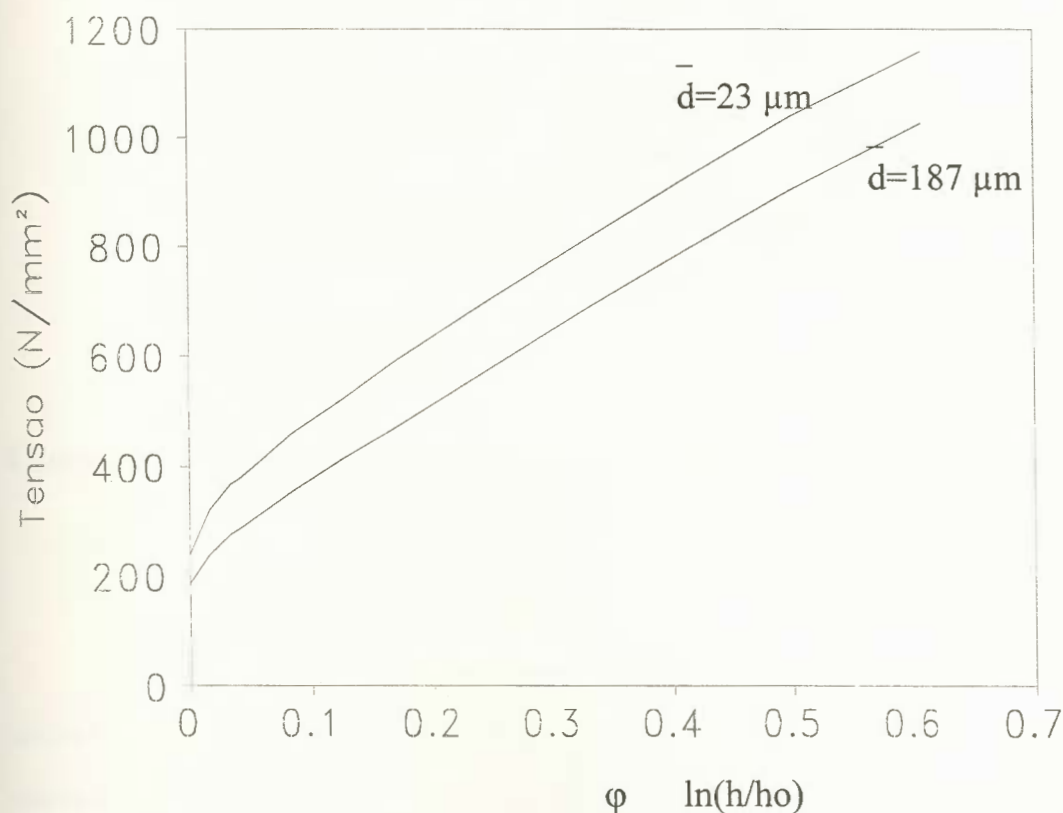


Figura 2.5. Influência do tamanho de grão sobre a curva de escoamento do aço inoxidável austenítico 304 a frio. ^{/2.10/}

Quando a ferrita δ se encontra presente na estrutura do material, esta atua como um lugar eficiente para nucleação de fratura. Geralmente a fratura começa na interface ferrita-austenita.

2.1.3 Temperatura

A temperatura tem uma forte influência sobre a estabilidade da austenita nos aços inoxidáveis austeníticos. A martensita pode ser produzida por resfriamento a uma temperatura M_s . A temperaturas maiores de M_s , pode ser produzida martensita induzida por deformação. À medida que aumenta a temperatura, a estabilidade da austenita aumenta (ver Fig. 2.6). A quantidade de martensita “ ϵ ” e “ α ” vai depender também de outros fatores, como a composição química e o grau de deformação.^[2.12]

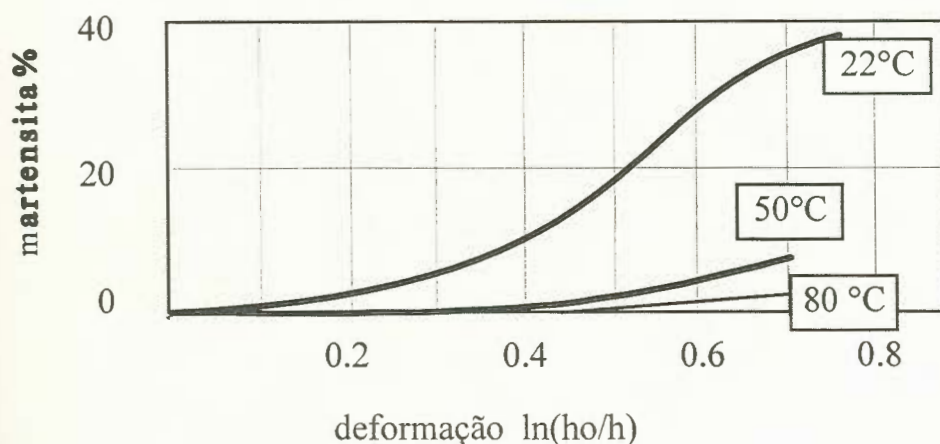


Figura 2.6. Formação de martensita induzida por deformação em diferentes temperaturas para um aço inoxidável austenítico 304.^[2.2, 2.4, 2.13]

A variação da ductilidade está relacionada com o aparecimento de martensita durante a deformação. O pico mais alto de ductilidade ocorre em temperaturas nas quais a martensita forma-se lentamente nos primeiros estágios de deformação e mais rapidamente ao prosseguir-se a deformação, elevando com isso a velocidade de endurecimento na faixa de

deformação na qual ocorreria instabilidade plástica. Este fenômeno pode explicar a variação de ductilidade em diferentes temperaturas. A temperaturas baixas a ductilidade diminui devido às grandes quantidades de martensita formadas no início da deformação, e a temperaturas mais altas a martensita não se produz com velocidade suficiente para evitar a extricção.^{/2.11/}

A variação de ductilidade pode ser observada na Figura 2.7. A ductilidade diminui com a elevação da temperatura, mantendo um mínimo na temperatura de 523-823°K, e depois incrementa com o aumento da temperatura^{/2.15/}, isto é devido ao fenômeno de envelhecimento dinâmico por deformação. A tensão inicial de escoamento diminui com a elevação da temperatura.

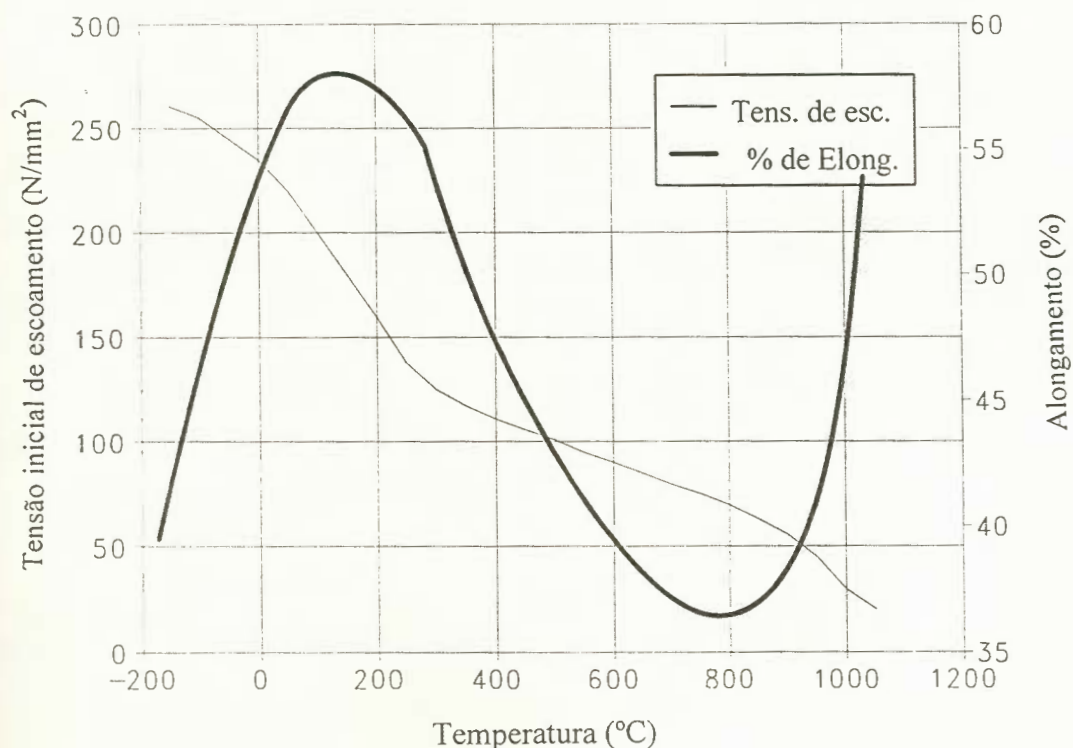


Figura 2.7. Efeito da temperatura sobre a tensão de escoamento (0,2%) e a percentagem de alongamento do aço inoxidável austenítico 304.^{/2.16/}

A temperatura correspondente à ductilidade mínima incrementa-se com o aumento do tamanho de grão. A ductilidade mínima é devida à taxa máxima de deslizamento no contorno de grão.

No que se refere ao fenômeno de envelhecimento dinâmico (ED) nos aços inoxidáveis 304, Monteiro *et al.* ^{/2.17/} concluíram que estes materiais apresentam envelhecimento dinâmico (ED) na faixa de temperaturas de 200 a 700 °C quando $\dot{\phi} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (ensaio de tração), deslocando-se para temperaturas mais altas com o aumento da taxa de deformação. Este fenômeno provoca aumento na resistência, diminuição da ductilidade e aumento do encruamento, acarretando picos característicos neste último ^{/2.18, 2.19/}.

O fenômeno de envelhecimento dinâmico (ED) em aços inoxidáveis austeníticos provavelmente está relacionado com a interação de defeitos tais como lacunas, átomos intersticiais e substitucionais, assim como as discordâncias responsáveis pelo escoamento plástico. Na faixa de temperatura de 200-700 °C, estes átomos ou defeitos interfeririam com a taxa de multiplicação das discordâncias, permitindo que fossem atingidas no aço inoxidável 304 densidades ρ relativamente grandes de discordância devido ao envelhecimento dinâmico (ED). ^{/2.20, 2.21, 2.22, 2.23/}

O envelhecimento dinâmico (ED), a temperatura e velocidades de deformação são identificados com base nos valores de:

$$\frac{\Delta k_f}{\Delta \ln \dot{\phi}}, \quad \frac{\partial k_f}{\partial \dot{\phi}}, k_f$$

onde estes valores são plotados em função da temperatura ^{/2.24/}.

A temperatura sob a qual ocorre o envelhecimento dinâmico (ED) tem sido obtida com base em ensaios experimentais de compressão, observando-se valores negativos de $\Delta k_f / \Delta \ln \dot{\phi}$. O aço inoxidável austenítico 304L não apresenta envelhecimento dinâmico (ED) com taxas de deformação maiores que $0,1 \text{ s}^{-1}$.

2.1.4 Velocidade de deformação ($\dot{\epsilon}$)

Quando um material é deformado a altas velocidades, este dissipa a energia pelo processo de fratura. De outra forma, quando a força é aplicada em velocidades de deformação baixas e controladas, o material dissipa a energia por escoamento superplástico ^{/2.25, 2.26/}.

2.1.4.1. Deformação a baixa velocidade ^{/2.13, 2.14/}

Para pequenas deformações a baixa velocidade de deformação, a microestrutura consta de formações planares de deslocamento e falhas de empilhamento. Com o incremento da deformação, a densidade destes defeitos aumenta e são produzidos pacotes de falhas misturadas com formação de maclas e manifestação de martensita “ ϵ ” (hc). A deformações maiores que 0,15 encontram-se evidências definitivas das agulhas de martensita α' , misturadas com outros defeitos de microestrutura.

Estas agulhas de martensita α' são nucleadas nas intersecções das bandas de cisalhamento. Para deformações de 0,5, a martensita α' torna-se muito mais irregular e não tem a mesma forma lenticular que a formada por resfriamento. Para deformações maiores, a martensita ϵ chega a ser indistinguível.

Deformações a temperaturas maiores são facilitadas porque as flutuações térmicas ajudam a movimentação das discordâncias. Temperaturas altas também induzem à ativação térmica dos átomos solutos, podendo difundirem-se no corpo de prova a uma velocidade superior à de deslocamento das discordâncias (imposta pela velocidade de formação). Estes átomos “perseguem” as discordâncias travando-as eventualmente (fenômeno conhecido como envelhecimento dinâmico). Velocidades de deformação altas evitam que as discordâncias sejam atingidas pelos solutos ativados.

2.1.4.2. Deformação a altas velocidades ^{/2.13., 2.14/}

As regiões com pequenas deformações são dominadas por formações planares de deslocamento estendido com excelente contraste de falha de empilhamento. As falhas chegam

a ser muito mais numerosas, e pacotes intermisturados de FE, maclas e martensita “ε” são formados com o incremento da deformação. A martensita α' forma-se em baixos níveis de deformação ($>0,05$) e é limitada pela interseção de bandas de cisalhamento, embora a quantidade de martensita α' aumente com o aumento da deformação. Para grandes deformações, o aquecimento adiabático devido a altas taxas de deformação impede uma transformação posterior (Figura 2.8), e a formação de martensita α' cai abaixo do observado a baixas velocidades. Isto implica que as forças propulsoras para a formação de um núcleo de α' de uma intersecção são diminuídas. Isto se deve ao aquecimento adiabático durante a deformação a altas velocidades, o que provoca uma maior estabilidade da austenita ^[2.13]. A morfologia da martensita α' difere muito pouco da formada a baixa velocidade.

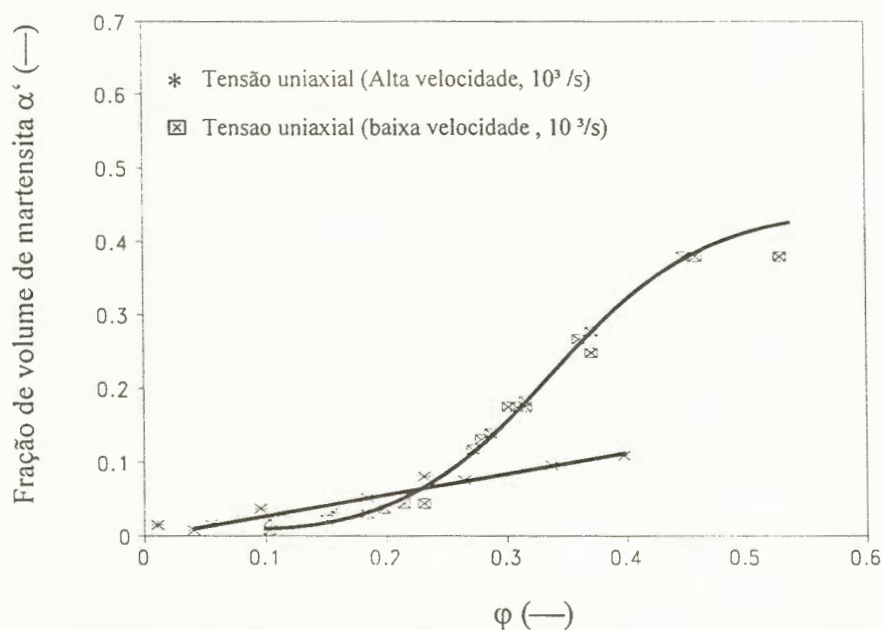


Figura 2.8. Fração de volume de martensita formada no aço inoxidável austenítico 304 durante a deformação a frio num ensaio de tração uniaxial em alta ($10^3/s$) e baixa ($10^{-3}/s$) velocidade de deformação ^[2.13].

A energia aplicada por um martelo de queda é dissipada principalmente como energia mecânica e calorífica, o que causa rapidamente um aumento na temperatura. O aumento desta temperatura para uma deformação de $\phi=1$ foi aproximadamente de 315°C . ^[2.1]

Quando a velocidade de deformação é alta, a tensão de escoamento aumenta devido ao pouco tempo que as flutuações térmicas dispõem para ajudar na movimentação das discordâncias.

A análise matemática do efeito da velocidade de deformação é definida pelo coeficiente de sensibilidade à velocidade de deformação (η).

$$= \left| \frac{\partial \ln kf}{\partial \ln \dot{\varphi}} \right|_{\varphi, T}$$

Já o efeito da velocidade de deformação sobre a tensão de escoamento é definida como:

$$kf = k \dot{\varphi}^{\eta}$$

3. CONFORMABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL 304

O conhecimento quantitativo da deformação do material sem fratura ou outro tipo de defeito é mais crítico no processo de forjamento de precisão, porque níveis altos de deformação podem ser requeridos para alcançar a tolerância desejada no processo. Os níveis de deformação também podem ser altos em determinadas zonas, motivo pelo qual deve ser realizada uma série de ensaios para determinar estes valores.

3.1. Curva de escoamento

Um dos objetivos das teorias de conformação mecânica é prever as deformações, forças necessárias para produzi-las, projeto de ferramentas e máquinas de conformação mecânica.

A curva de escoamento é geralmente obtida através dos seguintes ensaios:

- a. Ensaio de tração;
- b. Ensaio de compressão;
- c. Ensaio de torção.

3.1.1. Ensaio de tração

O ensaio de tração é o mais simples para levantamento da curva de escoamento quando se requer pequenas deformações. A aplicabilidade deste ensaio é limitada, devido à instabilidade (extricção) do corpo de prova.

3.1.2. Ensaio de compressão

3.1.2.1. Ensaio de compressão axial

Os metais geralmente exibem menor conformabilidade sob tensões de tração do que sob compressão. Por esse motivo, quando se deseja obter curvas de escoamento com altas deformações, utiliza-se o ensaio de compressão.

Este ensaio consiste em comprimir um cilindro de diâmetro D_0 e uma altura inicial h_0 até uma altura h . Caso ocorra atrito entre as bases e o corpo de prova, origina-se um embarrilamento nas paredes do corpo de prova, e internamente surge uma região do metal pouco deformada.

A deformação verdadeira para o critério de Von Mises, assim com para o critério de Tresca, é dada pela equação:

$$\varphi = \ln \frac{h}{h_0} \quad [3.1]$$

A tensão:

$$k_f = \frac{F}{A_i} \quad [3.2]$$

Caso haja necessidade de se realizar a construção da curva de escoamento com velocidades de deformação constantes, é necessário variar a velocidade da máquina em função da variação da altura do corpo de prova. ^{/3.1/}

O atrito pode provocar um erro na medição de força, visto que a força total medida é a soma da força necessária para deformar o corpo de prova mais a força adicional necessária para vencer o atrito. A tensão de escoamento calculada pela equação 3.2 é na verdade a soma de dois termos que têm a seguinte relação matemática: ^{/3.2/}

$$k_f = \frac{k_w}{\left(1 + \frac{\mu d}{3h}\right)} \quad [3.3]$$

Observando-se esta equação, uma forma de minimizar o atrito seria fazer com que a relação d/h fosse a maior possível. Mas, devido ao fenômeno de flambagem, essa relação fica limitada a certos valores. Normalmente utiliza-se:

$$\frac{h_0}{2r_0} < 1,5 \quad [3.4]$$

Outra forma de minimizar este atrito é através do uso de camadas de lubrificante entre as bases e o corpo de prova, ou o emprego de corpos de prova tipo Rastegaev. Têm sido realizados estudos mostrando que o efeito do atrito na compressão é insignificante, por isso é comumente utilizada a expressão 3.2.

3.1.3. Descrição matemática da curva de escoamento do aço inoxidável austenítico

A curva de escoamento pode ser representada através de uma equação matemática. Os materiais metálicos, no seu comportamento mais geral, são elástico-plásticos com encruamento, elásticos perfeitamente plásticos e rígidos perfeitamente plásticos.

As curvas de escoamento em alguns materiais na região plástica podem ser expressadas mediante o modelo de Ludwik ^[2.12] (Fig. 3.1).

$$Kf = C\phi^n \quad [3.5]$$

ou

$$Kf = Kf_0 + C\phi^n \quad [3.6]$$

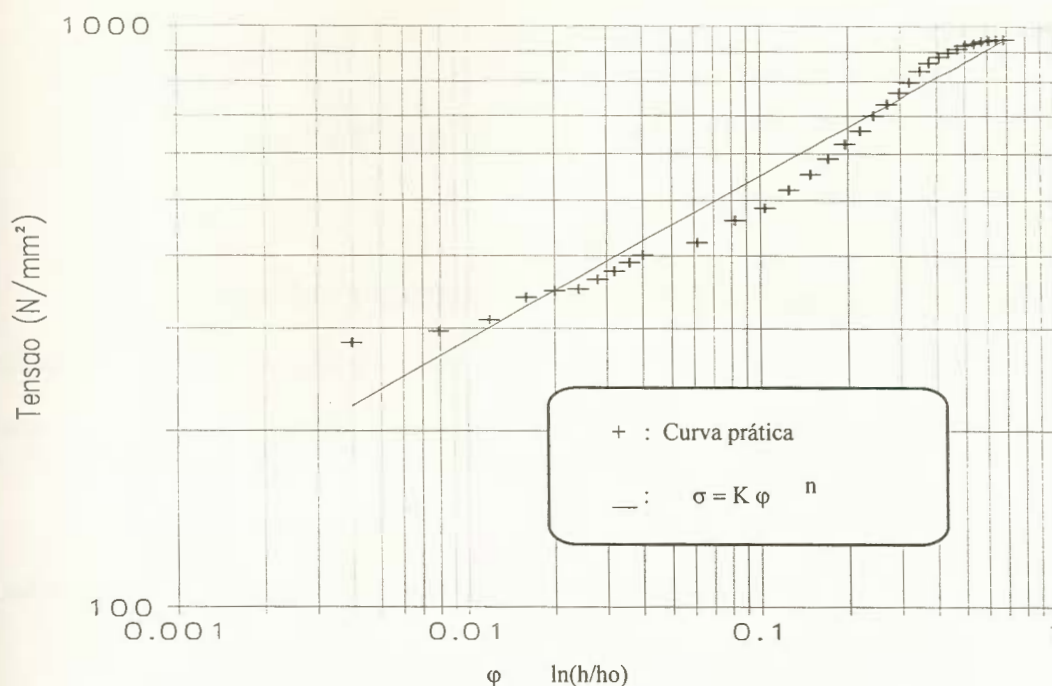


Figura 3.1. Gráfico que compara o comportamento logarítmico da curva de escoamento prática com a equação 3.5 do aço inoxidável austenítico 304 a 100 °C ($\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$).

Esta equação é conveniente, visto que pode ser linearizada mediante transformação logarítmica, onde o valor de **C** é obtido quando $\phi = 1$, e **n** é obtido por:

$$n = \frac{\partial \log k_f}{\partial \log \phi} \quad [3.7]$$

Para aços inoxidáveis austeníticos e outro tipo de metais cfc, com baixa energia de falha de empilhamento (EFE), Ludwingson^{/3.3, 3.4/} adicionou um segundo termo ao modelo de Ludwik.

$$Kf = C\phi^n + \Delta \quad [3.8]$$

onde:

$$\ln \Delta = C_2 + n_2 \phi \quad [3.9]$$

ou

$$\Delta = \varepsilon (C_2 + n_2 \phi) \quad [3.10]$$

onde ficaria

$$kf = k_1 \varphi^{n_1} + e^{k_2} + e^{n_2 \varphi} \quad [3.11]$$

Os valores de C_1 e C_2 são obtidos da mesma forma que os da equação 3.5. Na equação 3.11 e C_2 é o valor da tensão verdadeira extrapolada quando a deformação é zero, e o valor de n_2 é a inclinação do gráfico Δ vs. φ ^[3.4].

Os modelos anteriores têm uma faixa de aplicações restrita; o modelo de Ludwingson pode ser usado só para uma determinada deformação a frio ou acima de 300 °C.

Voce ^[3.5, 3.6] desenvolveu outro modelo para estes materiais que representam o comportamento plástico do material a diferentes velocidades de deformação e diferentes temperaturas. O modelo é representado pela seguinte equação:

$$kf = (kf_o - kf_\alpha) e^{-\frac{\varphi}{\varepsilon_c}} + kf_\alpha \quad [3.12]$$

$$\varepsilon_c(T, \varphi) = \frac{kf_s(T, \varphi)}{\theta_o} \quad [3.13]$$

A Figura 3.2 mostra o comportamento da curva descrita pelo modelo de Voce comparado com o da curva prática.

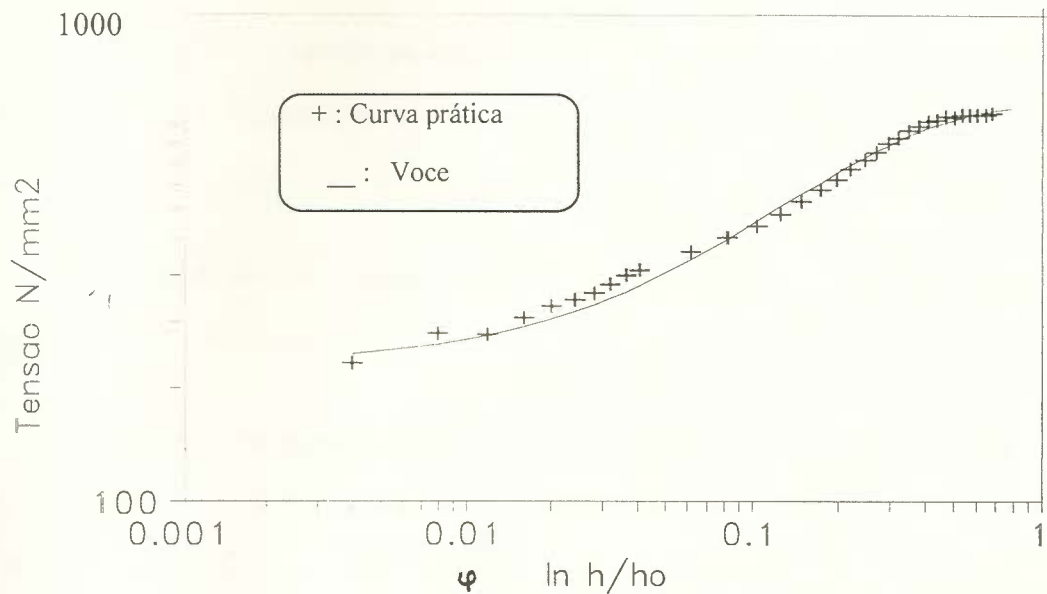


Figura 3.2. Curva de escoamento prática para aço inoxidável 304 e a idealizada pelo modelo de Voce para uma temperatura de 100 °C e $\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$

Pelo observado anteriormente, o modelo de Voce é o que melhor descreve o comportamento plástico do aço inoxidável austenítico 304.

3.2. Trabalhabilidade do aço inoxidável austenítico 304

O controle da microestrutura durante a conformação de um material deve responder às seguintes questões:

- Que condições físicas requer o processo para obter uma peça forjada ?
- Como o material a ser forjado responde às demandas impostas pelo processo ?

A primeira questão pode ser resolvida mediante a simulação através do método dos elementos finitos.

A segunda questão requer ensaios mecânicos prévios, visto que processos de conformação de metais, com certas combinações de temperatura e velocidade de deformação, exibem uma diminuição da ductilidade devido aos fenômenos de: envelhecimento dinâmico por deformação ^{/2.17, 2.18, 2.20, 2.21, 2.22, 2.23, 3.7/}, formação de nova fase ^{/2.25, 3.8, 3.9, 3.10, 3.11, 3.12/}, geração de cavidades ^{/2.26, 3.13, 3.14/}, fragilidade a quente ^{/2.20/}, deformação em regiões

localizadas ^{/3.15, 3.16, 3.17/}, bandas de cisalhamento adiabático ^{/3.17, 3.18, 3.19/}. O decréscimo da ductilidade limita a deformação e evita que o material possa ser deformado com grande sucesso.

A peça dissipa instantaneamente a energia aplicada mediante um processo metalúrgico igual em tamanho à força aplicada.

Quando uma energia é aplicada em alta velocidade de deformação, o material a dissipa pelo processo de fratura. Por outro lado, quando a energia é aplicada em velocidades de deformação baixas e velocidades controladas, o material a dissipa, por escoamento superplástico, se o material tem uma correta microestrutura e é deformado em condições superplásticas ^{/2.25/}.

A eficiência de dissipação da energia destes processos metalúrgicos em ambos os casos pode ser a mesma, mas a variação da deficiência referente à velocidade de deformação pode não ser favorável para alcançar uma condição de "estado estável". A velocidade de deformação também eleva a entropia no material, e é controlada pela segunda lei da termodinâmica que está diretamente relacionada com o tamanho de grão. A entropia decresce quando o tamanho de grão aumenta ^{/3.14/}.

Por isso, o material deve ser deformado em determinadas velocidades de deformação " $\dot{\phi}$ " e temperatura " T ". Os fenômenos metalúrgicos são tão complexos, que só com a experiência poderia operar-se com sucesso o processo de forjamento. No entanto, hoje é possível definir esses fenômenos sobre bases mecânicas ^{/2.24, 3.20, 3.21, 3.22, 3.23/}. A formação de martensita nos aços inoxidáveis austeníticos é um limitante, por exemplo, da conformabilidade a frio; a austenita pode ser estabilizada elevando a temperatura de deformação. A temperaturas superiores a 400 °C provoca-se a formação de carbonetos, o que reduziria sua resistência à corrosão e aumentaria o encruamento.

3.2.1. Formação de escoamento localizado nos aços inoxidáveis austeníticos

Descreve-se a seguir o método mais conhecido para a determinação da instabilidade de escoamento.

Este ensaio permite medir a propensão de um material a ter escoamento localizado, via um parâmetro empírico (variação do volume padrão = % DVG) ^{/2.26, 3.15., 3.19, 2.22/}. O corpo de prova mostrado na Figura 3.3 é deformado através do ensaio de compressão. Quando o cilindro menor penetra nas bases provoca valores altos da % DGV (ver Figura 3.4), permitindo uma deformação homogênea. Valores baixos de %DVG são associados com a formação de zonas de escoamento plástico localizado (ver Figura 3.4), formação de bandas de cisalhamento e gradientes de dureza. O teste ainda oferece uma forma de avaliar o material e condições de operação que poderiam minimizar a não uniformidade na produção de peças forjadas de acabamento complexo. A altura final do corpo de prova é controlada usando-se um anel “stopper” para produzir uma deformação de 66% na altura do cilindro padrão ^{/3.19/}.

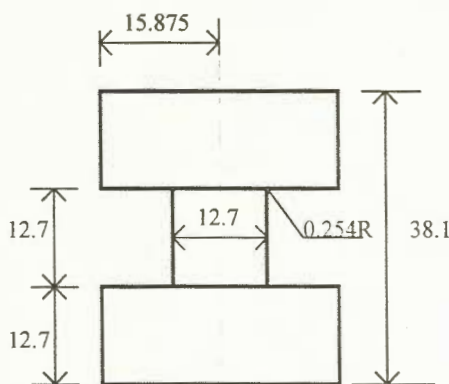


Figura 3.3. Características do corpo de prova para compressão com um volume padrão reduzido (dimensões em mm). ^{/2.24, 3.19/}

$$\%DVG = \frac{V_0 - V_f}{V_0} \times 100 \quad [3.14]$$

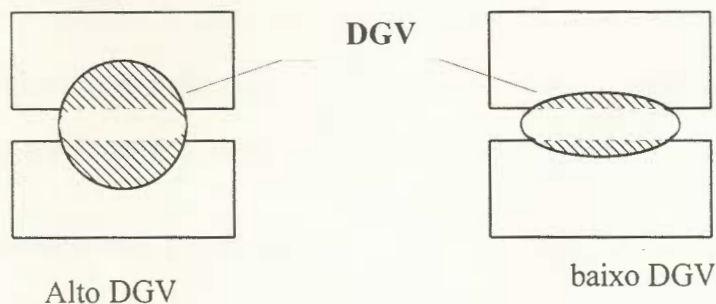


Figura 3.4. Diagrama mostrando a quantidade relativa de volume padrão penetrado nas bases do corpo de prova equivalente a DGV ^{/3.19/}.

De acordo com os estudos desenvolvidos serão localizadas as zonas estáveis e velocidades de deformação ótimas. Todos estes valores serão, evidentemente, respaldados por análises metalográficas da peça forjada.

3.3. Atrito e lubrificação

De todas as variáveis, o desempenho do lubrificante é o mais difícil de quantificar. Porém, o lubrificante é identificado como um dos fatores mais críticos para o sucesso do forjamento de precisão. O atrito tem influência sobre a carga total necessária, o degrau na qual o metal vai preencher a cavidade da matriz, a uniformidade da microestrutura e o acabamento superficial.

Nos processos de conformação mecânica a força de atrito é gerada entre a ferramenta e o material a conformar.

Esta força de atrito tem os seguintes efeitos modificantes: ^{/3.25/}

- a. As cargas necessárias para deformação são incrementadas.
- b. A estrutura interna e características de superfície (superfície final e defeitos de superfície) do produto são influenciadas.
- c. A matriz sofre desgaste, reduzindo com isto a vida útil da ferramenta
- d. Produz-se variação dimensional no produto obtido.

Por estes motivos, o atrito deve ser considerado como uma variável principal nos processos de conformação mecânica, e deve ser adequadamente controlado para otimizar e produzir peças com a geometria e estrutura desejadas.

Matematicamente, a definição clássica de Coulomb é que o *coeficiente de atrito* é determinado pela relação entre a força de atrito e a força normal.

$$\mu = \frac{F_a}{F_n} = \frac{\tau_a}{\sigma_n} \quad [3.15]$$

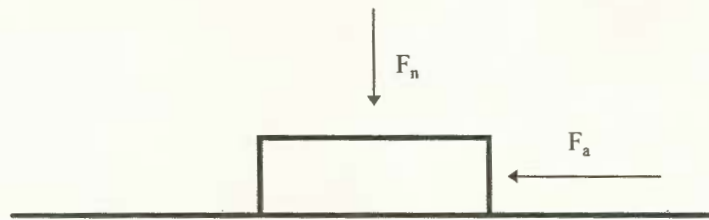


Figura 3.5. Representação simplificada de um elemento do material movimentando-se em relação à ferramenta.

$$\tau = m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad [3.16]$$

$$k = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad [3.17]$$

Para condições de atrito máximo ou aderência:

$$\mu = k = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad [3.18]$$

Para o coeficiente de atrito Coulombiano ficaria:

$$\mu = (\sigma / \sqrt{3}) \frac{1}{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{3}} \quad [3.19]$$

Para o fator de atrito:

$$m = \frac{\tau}{k} = \frac{k}{k} = 1 \quad [3.20]$$

Os valores limites de atrito para ambos casos ficaria da seguinte forma:

$$0 \leq \mu \leq \frac{1}{\sqrt{3}} \quad [3.21]$$

$$0 \leq m \leq 1 \quad [3.22]$$

onde o valor zero corresponderia a um deslizamento perfeito; no entanto, $1/\sqrt{3}$ (equação 3.21) e 1 (equação 3.22) correspondem a condições máximas de atrito.

Aparentemente, “m” é particularmente adequado para processos de trabalho a quente que envolvem grandes deformações, tais como forjamento e extrusão, estando também seu uso já bem estabelecido para processos como laminação a frio e estiramento de fios.

A maioria das análises dos processos de conformação mecânica tem sido realizada usando-se “μ”. Entretanto, o uso de “m” pode ser considerado não somente mais apropriado fisicamente como também introduz simplificações matemáticas ^[3.26].

3.3.1. Testes para determinar o valor de atrito

A necessidade de quantificar o valor de atrito e de otimizar os processos de lubrificação em forjamento, levou ao desenvolvimento de diferentes formas de testes para determinar este valor. Alguns ensaios são mostrados na Figura 3.6.

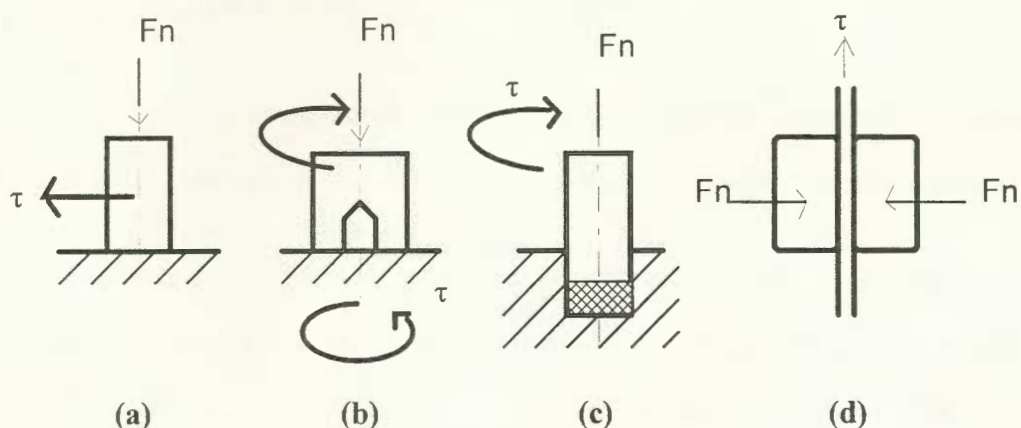


Figura 3.6. Testes para definir as condições de atrito: a) pino contra plano, b) compressão torsão, c) compressão torsão com pino confinado e d) trefilação plana.

A opção por um determinado método dependerá de fatores tais como: objetivos dos testes ou as variáveis que se quer analisar, e do equipamento disponível. A escolha do método utilizado neste trabalho teve como base os seguintes pontos:

- a. Possibilidade de execução do ensaio em máquinas convencionais de forjaria, as quais não exigem instrumentação nem dispositivos sofisticados e proporcionam facilidade de leitura dos experimentos;
- b. Difusão do método nos meios de pesquisa técnica;
- c. Obtenção de valores quantitativos do atrito aplicáveis em cálculos matemáticos.

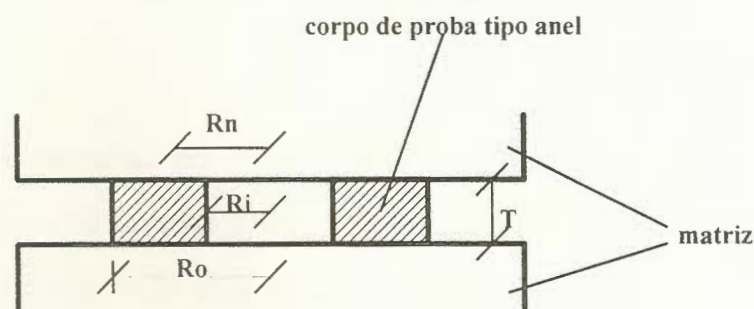


Figura 3.7. Compressão de um corpo de prova tipo anel entre duas bases planas.

3.3.1.1. Teste do anel ^{/3.25, 3.27, 3.28/}

Esta técnica compreende uma simples operação de forjamento por compressão que permitiria uma variação do diâmetro externo (D_o), diâmetro interno (D_i) e altura (T).

Quando se considera atrito zero, o anel deveria deformar-se da mesma forma que um disco sólido, onde cada elemento flui radialmente para fora num raio proporcional a sua distância do centro; caso se considere a existência de um atrito interfacial finito, o fluxo dos elementos para fora é de menor grau para a mesma deformação, o que resulta no diâmetro exterior menor quando comparado com o de atrito zero. Quando o atrito excede o valor crítico, só uma parte dos elementos fluirá para fora; o restante destes elementos fluirá para o interior do anel (centro).

A análise dimensional do diâmetro final do anel comprimido nos dá um valor que permite precisar o atrito interfacial entre as bases e o anel. A vantagem deste ensaio é que o atrito pode ser avaliado a temperaturas e velocidades de deformação elevadas, não sendo necessário conhecer-se a força empregada e a tensão requerida para deformar o material. O valor do fator de atrito (m) pode ser obtido comparando a variação do diâmetro depois de uma deformação com curvas de calibração ou mediante uma análise teórica.

As dimensões da geometria recomendada para determinar este valor indicam que quanto menor a altura do anel (T), menor é o grau de erro. Para melhorar a sensibilidade de medição e facilitar os experimentos, recomenda-se o uso da geometria de anel 6:3:2 ($D_o:D_i:T$).

Vários pesquisadores como Avitzur, Hawkyard & Johnson, Male & Depierre desenvolveram modelos matemáticos para determinar o fator de atrito (m). A Figura 5.3 mostra a curva de calibração para diversos valores de fator de atrito (m) num anel de geometria inicial (6:3:2).

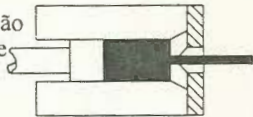
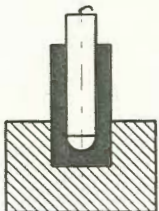
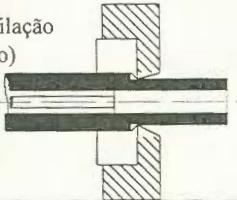
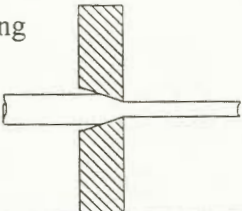
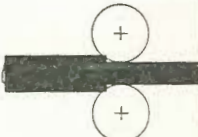
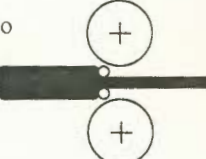
Os lubrificantes para processos de conformação mecânica podem ser divididos de forma geral em: óleos minerais e sintéticos, graxas, emulsificantes e dispersantes, soluções sólidas e químicas; outros também consideram lubrificantes miscíveis e não miscíveis em água, os quais podem ou não conter aditivos ^{/3.29/}.

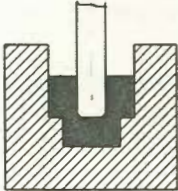
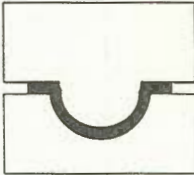
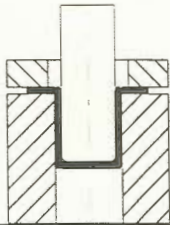
Outro aspecto importante é o tipo de material a se conformar e o processo de conformação a empregar, os quais estão definidos como extrusão a frio e quente (conformação por compressão); trefilação de tubos, barras e arames (conformação por compressão e tração); laminação a quente e a frio (conformação por compressão); forjamento a frio e a quente (conformação por compressão); assim como estampado (conformação por compressão e tração). (ver Tabela 3.1)

A escolha do lubrificante também dependerá de sua principal função lubrificadora, para assegurar uma produção econômica e de alta qualidade de peças.

A aplicação do lubrificante no processo de forjamento de precisão é muito crítica, se é pulverizado manualmente. Variações na camada de lubrificante no processo de forjamento podem ser muitas vezes prejudiciais para as tolerâncias finais e o acabamento superficial.

Tabela 3.1. Seleção do lubrificante para conformação de ligas de níquel. ^{/3.29/}

Processo de Conformação Mecânica	Pontos a notar na Seleção de lubrificantes	Material a ser tratado (aço inoxidável e ligas de níquel)
Extrusão Quente 	aquecer a matriz para aplicar o lubrificante difícil de remover	sólidos fundidos vidros grafite-MoS ₂
Extrusão a frio 	baixo atrito acabamento superficial bom	óleos clorados sabão de oxalato resinas de metacrílico
Trefilação (tubo) 		óleos clorados cal, sal e óleo, oxalato e banho de sabão
Drawing rod 		cera sabão/ pasta de sebo cal ou bórax e sabão
Trefilação de arame 		óleo clorado cal, sal e óleo oxalato e óleo
Laminação à quente 		sem lubrificação água óleo com água
Laminação a Frio 		óleo mineral óleo mineral grosso

Forjamento a quente 		óleo mineral graxa grafite em spray
Forjamento a frio 		óleo clorotado oxalato e banho de sabão resina metacrílica estanhado grafite ou MoS₂
Pressing Ligth 		graxa oleosa cera cloratada banho de sabão CO₂ criogênico
Prensagem Profunda 		grafite ou MoS₂ em óleo oxalato e banho de sabão resina de polímeros

4. CONSTRUÇÃO DA CURVA DE ESCOAMENTO

4.1. Material: características químicas e microestrutura

O material testado constituiu-se de bitolas de aço inoxidável austenítico trefilado de 20mm de diâmetro, solubilizado. A forma e o tamanho de grão são mostrados na Figura 4.1, e a composição química do aço é mostrada na Tabela 4.1. O tamanho de grão é o de nº 6 ASTM.

Tabela 4.1. Composição química do material (% em peso)

<i>C</i> 0,06	Si 0,4	Mn 1,68	P 0,04	S 0,015	<i>Cr</i> 18,1	<i>Ni</i> 9,1	Mo 0,11	W 0,05	Co 0,06	V 0,03	Cu 0,018
Ti 0,004	Al 0,02	Sn 0,013	N 309 ppm	H 4.8 ppm							



Figura 4.1. Microestrutura do aço inoxidável da série 304 solubilizado (corte transversal). Ácido acético 10% x 100.

O material apresenta uma estrutura austenítica com presença de maclas nos grãos austeníticos. A dureza do material foi a seguinte:

	corte longitudinal	corte transversal
dureza Brinel	170	170

4.2. Obtenção da curva de escoamento através do ensaio de tração

O ensaio de tração foi realizado numa máquina de ensaios universal marca KRATOS modelo 10000, com capacidade de 100 kN, formada por uma unidade de aplicação de carga com sistema de acionamento de fusos; a medição da força é feita mediante uma célula de carga de capacidade de 100.000 N com junta articulada que está ligada a um condicionador de sinais com saída analógica para registrador. A velocidade do cabeçote é regulada mediante um painel de controle (mm/min). A medição da deformação foi realizada por um Clip Gauge, que está ligado a um condicionador de sinais com saída analógica para registrador. O erro da máquina de ensaio é de 0,1%, segundo catálogo.

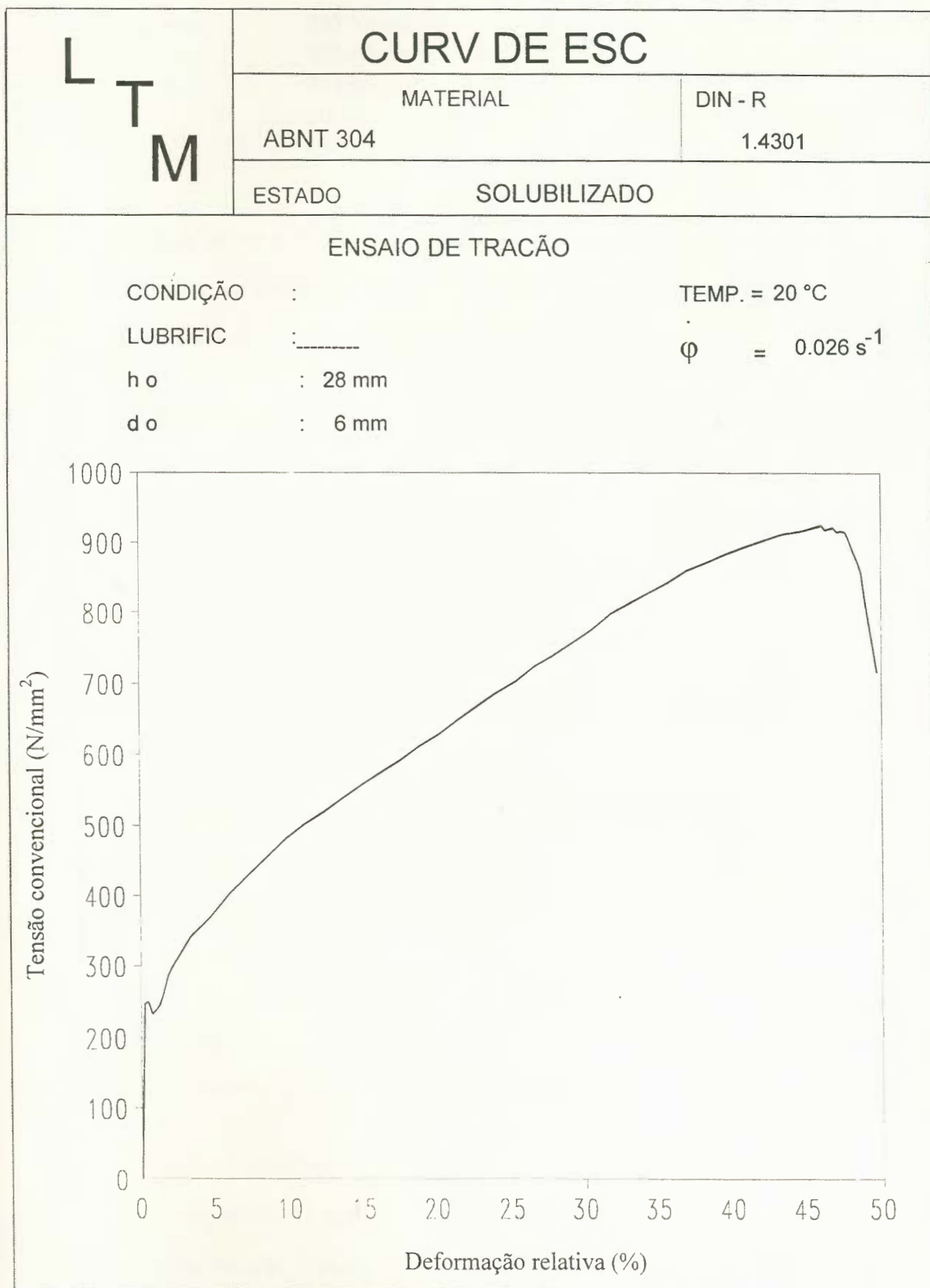


Figura 4.2. Curva tensão vs. deformação relativa obtida através do ensaio de tração do aço ABNT 304.

Tensão de escoamento	: 245 N/mm ²
Tensão máxima	: 910 N/mm ²
Tensão de ruptura	: 714 N/mm ²
Alongamento %	: 50

Após a deformação, o corpo de prova apresentou uma fratura tipo copo e a superfície apresentou um acabamento rugoso (casca de laranja). A formação de extricção pode ser classificada como pouco dútil estável.^{/4.1/}

A utilização de dados de tração para maiores deformações somente é possível se forem considerados também os dados obtidos após o início da formação do pescoço. Isso acarreta, no entanto, um aumento da complexidade do sistema de medição utilizando o tratamento dos dados obtidos, o que elimina a vantagem e simplicidade do ensaio.

4.3. Obtenção da curva de escoamento através do ensaio de compressão axissimétrica

O equipamento empregado neste ensaio é formado por uma máquina universal de ensaios mecânicos marca Schenck acionada hidraulicamente, sendo a pressão de trabalho de 28 Mpa e todo o controle é feito eletronicamente. O curso do cilindro hidráulico é de 50 mm e a força máxima disponível é de 400 kN. A velocidade máxima de movimentação do cilindro é de 500 mm/s.

Como transdutor de deslocamento a máquina possui um sistema indutivo marca HBM com erro de 0,1 %. O transdutor de força é uma célula de carga à base de extensômetros de resistência elétrica do mesmo fabricante com um erro de 0,025%.

O ensaio é inteiramente programado e controlado através de um computador do tipo IBM-PC compatível. O software foi desenvolvido pelo Instituto de Conformação Mecânica da Universidade Técnica de Aachen, Alemanha. Este software é exclusivo para ensaios axissimétricos.

O seguintes dados, relativos ao ensaio, são fornecidos ao programa:

- (a) altura inicial do corpo de prova;
- (b) Diâmetro inicial do corpo de prova;
- (c) Deformação máxima desejada; e
- (d) Velocidade constante de deformação desejada.

A partir destes dados o programa calcula a função velocidade da ferramenta com que o cilindro deve se movimentar de forma a manter constante a velocidade de deformação desejada. Enquanto o ensaio é executado, os sinais de força e deslocamento provenientes do sistema de medição da máquina são armazenados no registrador primário. Após o final do ensaio esses dados são lidos pelo programa de controle através de interface que liga o registrador primário ao computador. Com os dados de força e deslocamento, o programa calcula tensão verdadeira “ k_f ” vs. deformação logarítmica ϕ . Durante esse cálculo os erros decorrentes da deformação elástica das matrizes e da própria máquina são corrigidos. A curva corrigida, bem como o diagrama força vs. deslocamento medido, pode ser armazenada em arquivos. Para diminuir o atrito foi empregada uma camada de lubrificantes MoS_2 ; a relação geométrica usada foi de $h/d = 1,5$.

Os corpos de prova foram usinados com o devido cuidado para minimizar a formação de martensita na superfície usinada e depois foi feito um alívio de tensões a 300 °C.

Para avaliar a estabilidade do aço inoxidável austenítico 304 realizaram-se ensaios de compressão a diferentes temperaturas e velocidades de deformação (Tabela 4.2)

Tabela 4.2. Temperaturas e velocidades de deformação ensaiadas no aço ABNT 304.

TEMPERATURA °C	$\dot{\phi}_1$	$\dot{\phi}_2$
20	0,1 S ⁻¹	10,0 S ⁻¹
100	0,1 S ⁻¹	10,0 S ⁻¹
200	0,1 S ⁻¹	10,0 S ⁻¹
300	0,1 S ⁻¹	10,0 S ⁻¹

Para lubrificar os corpos de prova cilíndricos, estes foram aquecidos a 150 °C e depois submergidos numa solução diluída de MoS₂ em álcool. Esta operação foi feita três vezes para cada corpo de prova. Este mesmo procedimento foi realizado com os anéis para o teste de atrito. O fator de atrito determinado nestas condições é de 0,25, como será visto mais adiante.

Os ensaios a temperaturas acima de 20 °C foram realizados da seguinte forma:

O forno da máquina de ensaios foi aquecido até a temperatura desejada; então foi colocado o corpo de prova dentro do sistema, onde permaneceu por 15 minutos (tempo para homogeneizar a temperatura do forno e do corpo de prova). Depois do ensaio de compressão o corpo de prova foi retirado e esfriado ao ar. O forno apresentou variação de temperatura de ± 5 °C.

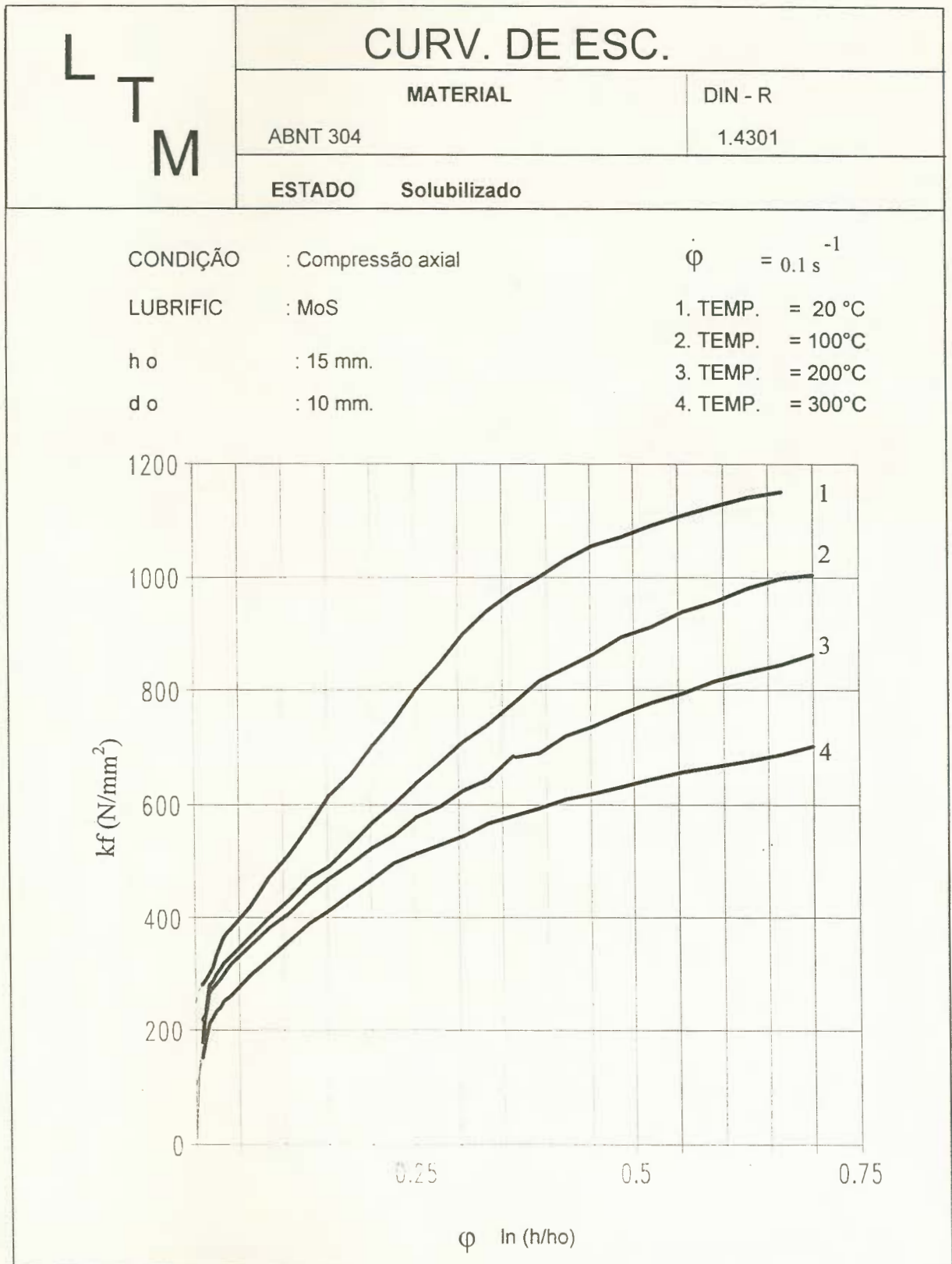


Figura 4.3. Curvas de escoamento obtidas por ensaio de compressão axial a diferentes temperaturas e $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ para o aço ABNT 304.

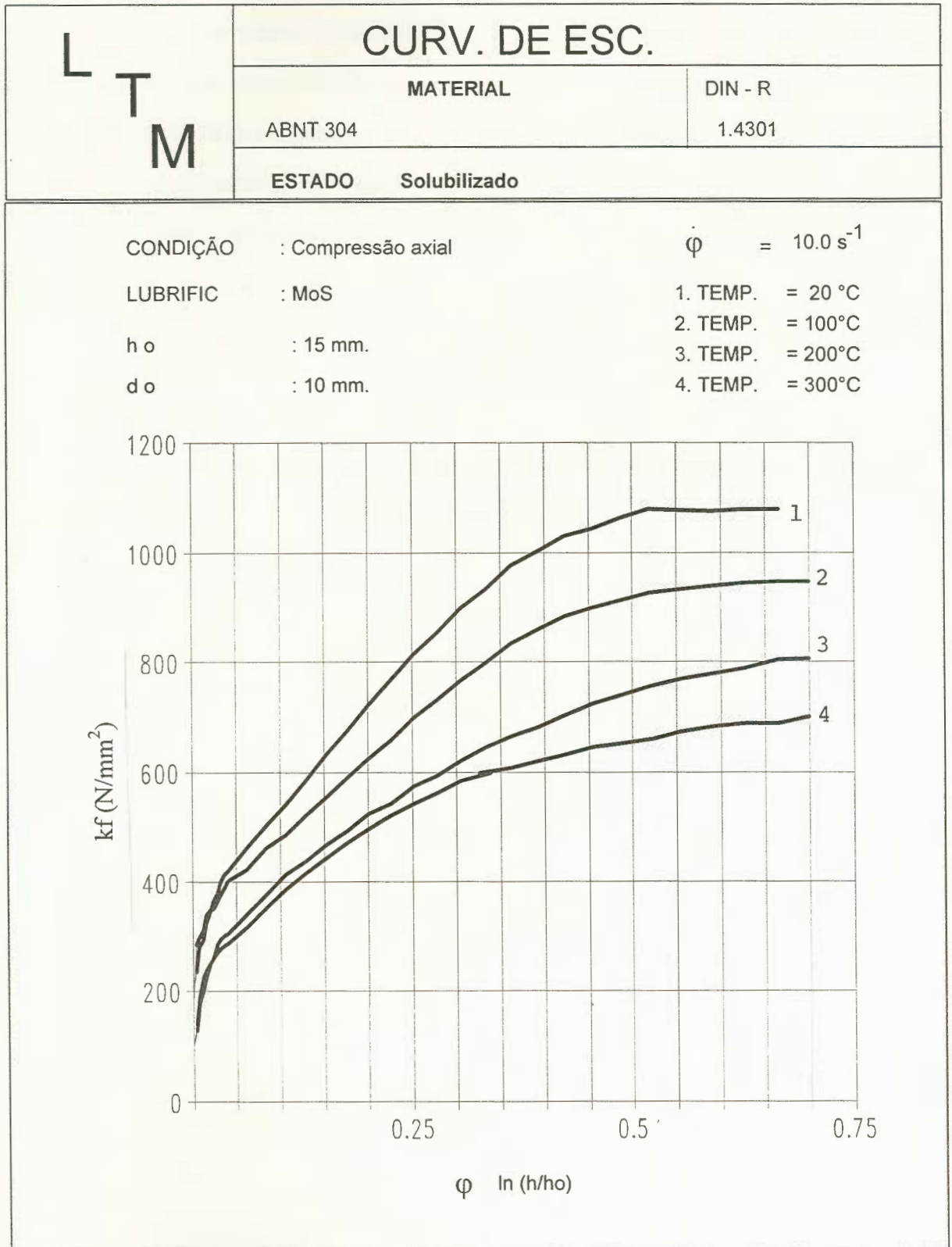


Figura 4.4. Curvas de escoamento obtidas por ensaio de compressão axial a diferentes temperaturas e $\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$ para o aço ABNT 304.

O aço inoxidável austenítico 304, no ensaio de compressão, exibe diferentes comportamentos que dependem da temperatura de pré-aquecimento e da velocidade de deformação. Na faixa de temperatura onde a deformação da austenita é estável $\log k_f / \log \dot{\phi}$ tem um comportamento linear. A diminuição da temperatura causa a perda desta linearidade. Isto é mais notório quando os ensaios são feitos a temperaturas próximas a M_d . O desvio da linearidade das curvas construídas para o presente trabalho é representado pelo valor R^2 , o qual é mostrado nos Apêndices A1 a A8. Este material apresenta comportamento exponencial na temperaturas de ensaio de 200 e 300 °C.

No ensaio à temperatura ambiente, tanto para $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ como para $\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$, este material exibe um aumento considerável no encruamento por deformação até um $\phi = 0,4$. A partir desta deformação, para $\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$, o encruamento diminui devido ao aquecimento adiabático. Semiatin^{/2.24/} determinou que 95% do trabalho é convertido em calor para ensaios de compressão com $\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$. Para $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$, o encruamento continua a aumentar. Este aumento considerável no encruamento é devido ao fato de que o ensaio é praticamente realizado em condições isotérmicas, favorecendo a formação da martensita.

À temperatura de 100 °C o efeito da velocidade de deformação é igual ao da temperatura ambiente. Velocidades altas de deformação provocam aumento na tensão de escoamento. Este fenômeno acontece até um $\phi = 0,6$, onde o aquecimento devido a altas velocidades de deformação provoca a diminuição da tensão de escoamento.

À temperatura de 200 °C praticamente não existe diferença para ambas velocidades de deformação, isto devido à instabilidade de escoamento nesta temperatura (ver Figuras 4.5 e 4.6).

À temperatura de 300 °C apresenta um comportamento exponencial e estável. O efeito da velocidade de deformação é o mesmo dos anteriores a partir de $\phi = 0,5$.

Atualmente, nas condições ensaiadas, estas curvas de escoamento não existem na literatura. A literatura só mostra curvas de escoamento para o aço inoxidável 304L, que tem

composição química diferente ($C < 0,03$) que provoca uma diminuição na estabilidade da austenita. Conteúdos de 0,05% C provocam aumento da tensão de escoamento.

4.3.1. Fontes de erro

Todo procedimento experimental possui certas fontes de erro que são inerentes a qualquer medição. Entre elas podem-se citar: erros devidos a ajuste de zero dos equipamentos e erros devidos a fatores de calibração e não linearidade dos instrumentos. Nos ensaios aqui usados pode-se considerar que os erros são iguais para os dois tipos (compressão e tração), dependendo da precisão e estabilidade dos instrumentos utilizados.^{/4.2/}

Existem, entretanto, erros que estão relacionados principalmente com o próprio ensaio:

a) ensaio de tração: variação do diâmetro do corpo de prova e não alinhamento do eixo de carregamento;

b) ensaio de compressão: imprecisão na medição da altura do corpo de prova devido a atrito e escorregamento lateral.

4.4. Determinação dos valores “C” e “n”

Os valores de “C” e “n” são determinados conforme mostrado na Figura 4.

A inclinação da curva de escoamento fornece o valor de “n”, e este é um dado valioso para determinar mudanças estruturais durante a deformação.

$$n = \frac{\partial \log k_f}{\partial \log \phi}$$

“C” é encontrado quando $\dot{\phi} = 1$ no gráfico da curva de escoamento. Os valores calculados são mostrados nos Apêndices A1 a A8.

Tabela 4.3. Valores de “C” e “n” determinados para os ensaios de compressão axial para diferentes temperatura e $\dot{\phi}$, para o aço ABNT 304.

TEMPERATURA °C	$\dot{\phi} = 0,1 \text{ S}^{-1}$		$\dot{\phi} = 10,0 \text{ S}^{-1}$	
	C (N/mm ²)	n	C (N/mm ²)	n
20	1367.626	0,4059	1273.233	0,3343
100	1125.490	0,3800	1050.849	0,2816
200	934.682	0,3301	942.676	0,3499
300	804.272	0,3386	809.599	0,3085

4.5. Encruamento do aço inoxidável austenítico 304

Observando-se as Figuras 4.4 e 4.3, as curvas de escoamento apresentam um comportamento elástico-plástico com encruamento, que é representado pela equação 3.5. Metais cfc têm um comportamento típico com três estágios, como pode ser observado na Figura 3.1. O primeiro e o terceiro estágios têm um comportamento típico parabólico. O segundo estágio apresenta um comportamento linear. Este comportamento está estritamente ligado à temperatura de ensaio.

O efeito da temperatura e da velocidade de deformação sobre o encruamento é avaliado mediante a expressão 4.2. Na análise desta expressão pode-se observar a presença de instabilidade de escoamento na temperatura de 200 °C devido ao envelhecimento dinâmico. Monteiro *et al.* ^[2.14], em ensaios de tração, determinaram que o aço inoxidável austenítico apresenta envelhecimento dinâmico (ED) na faixa de temperaturas de 200 a 700 °C (velocidade de deformação = 10^{-4} s^{-1}). A temperatura de envelhecimento dinâmico (ED)

aumenta grandemente conforme aumenta a velocidade de deformação. Já no aço 304L, com taxas de deformação maiores que $0,1 \text{ s}^{-1}$, não apresenta envelhecimento dinâmico (ED).^{/2.24/}

$$\frac{\partial kf}{\partial \dot{\varphi}} = c \cdot n \cdot \dot{\varphi}^{(n-1)} \quad [4.1]$$

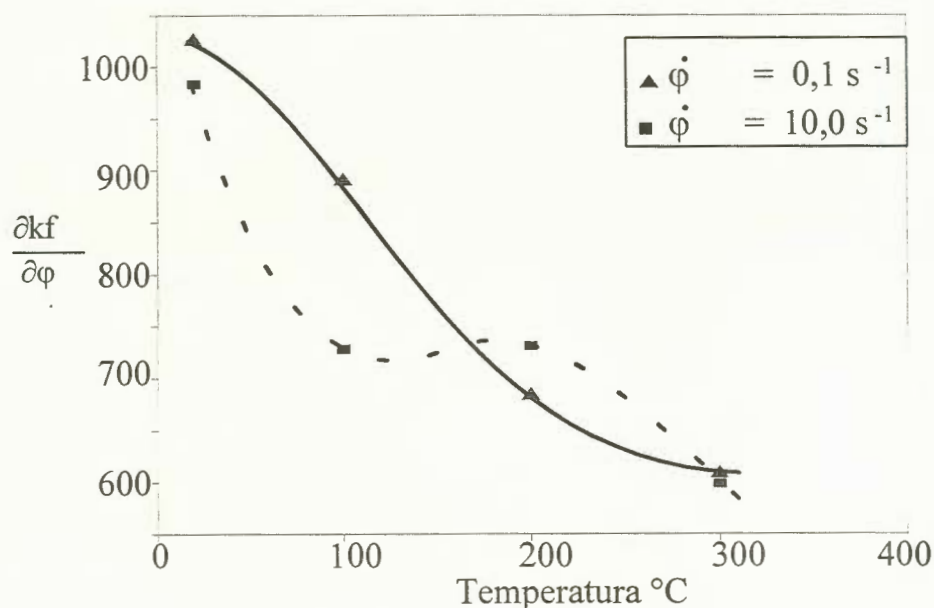


Figura 4.5. Variação do encruamento com a temperatura e diferentes taxas de deformação para o aço ABNT 304, quando $\varphi = 0,3$.

4.6. Influência do termo $\partial kf / \partial \dot{\varphi}$

Esta influência é estudada através do coeficiente de sensibilidade a velocidade de deformação “ η ”, definido como:

$$\eta = \left| \frac{\partial \ln kf}{\partial \ln \dot{\varphi}} \right|_{\varphi, T} \quad [4.2]$$

$$kf_1(\varphi_2, \dot{\varphi}_2) = kf_2(\varphi_2, \dot{\varphi}_2) \left(\frac{\dot{\varphi}_1}{\dot{\varphi}_2} \right) \quad [4.3]$$

A dependência de $k\dot{\phi}$ com $\dot{\phi}$ pode ser aproximada para:

$$k\dot{\phi} = C\dot{\phi}^\eta \quad [4.4]$$

$$\eta = \frac{\frac{\partial k\dot{\phi}}{\partial \dot{\phi}}}{\frac{\ln k\dot{\phi}_2 / \ln k\dot{\phi}_1}{\ln \dot{\phi}_2 / \ln \dot{\phi}_1}} \quad [4.5]$$

Sob condições adequadas de temperatura, velocidade de deformação e microestrutura alguns materiais apresentam valores de “ η ” próximos a 1, fenômeno que é conhecido como superplasticidade; já os metais com valores de $\eta > 0,4$ são considerados superplásticos. Quando “ η ” é próximo a zero indica instabilidade na deformação, provocando deformação não uniforme. Os valores calculados de “ η ” são mostrados nos Apêndices C1, C2, C3 e C4. Ensaio a frio mostram valores $\eta < 0,1$.^[2.21]

4.7. Influência do termo $\partial^2 k\dot{\phi} / \partial \phi \partial \dot{\phi}$

Este termo reflete a dependência da inclinação da curva $k\dot{\phi}$ vs. ϕ com ϕ , ou seja, a variação da taxa de encruamento $\partial k\dot{\phi} / \partial \phi = w$ com $\dot{\phi}$. Quando $w_2 > w_1$ o termo $\partial^2 k\dot{\phi} / \partial \phi \partial \dot{\phi}$ será positivo e a deformação será estável, quando $w_2 = w_1$ o termo será nulo, correspondendo a um equilíbrio entre a estabilidade e a instabilidade do material. Os valores calculados são mostrados nos Apêndices B1 a B4, que mostram um equilíbrio entre a estabilidade e a instabilidade do material.

4.8. Envelhecimento dinâmico por deformação

Os aços inoxidáveis austeníticos exibem envelhecimento dinâmico por deformação sob certas combinações de velocidade de deformação e temperatura, o que pode causar instabilidade de escoamento. A manifestação do envelhecimento dinâmico por deformação abrange: (i) aparecimento de escoamento descontínuo ou serrilhamentos na curva de escoamento, (ii) máximos na tensão de escoamento $k\dot{\phi}$ e taxa de encruamento $\partial k\dot{\phi} / \partial \phi$ vs. temperatura, (iii) valores negativos da sensibilidade à velocidade de deformação $\partial k\dot{\phi} / \partial \ln \dot{\phi}$, e mínimos na relação de ductilidade com a temperatura. A observação destes fenômenos é mostrada na Figura 4.6.

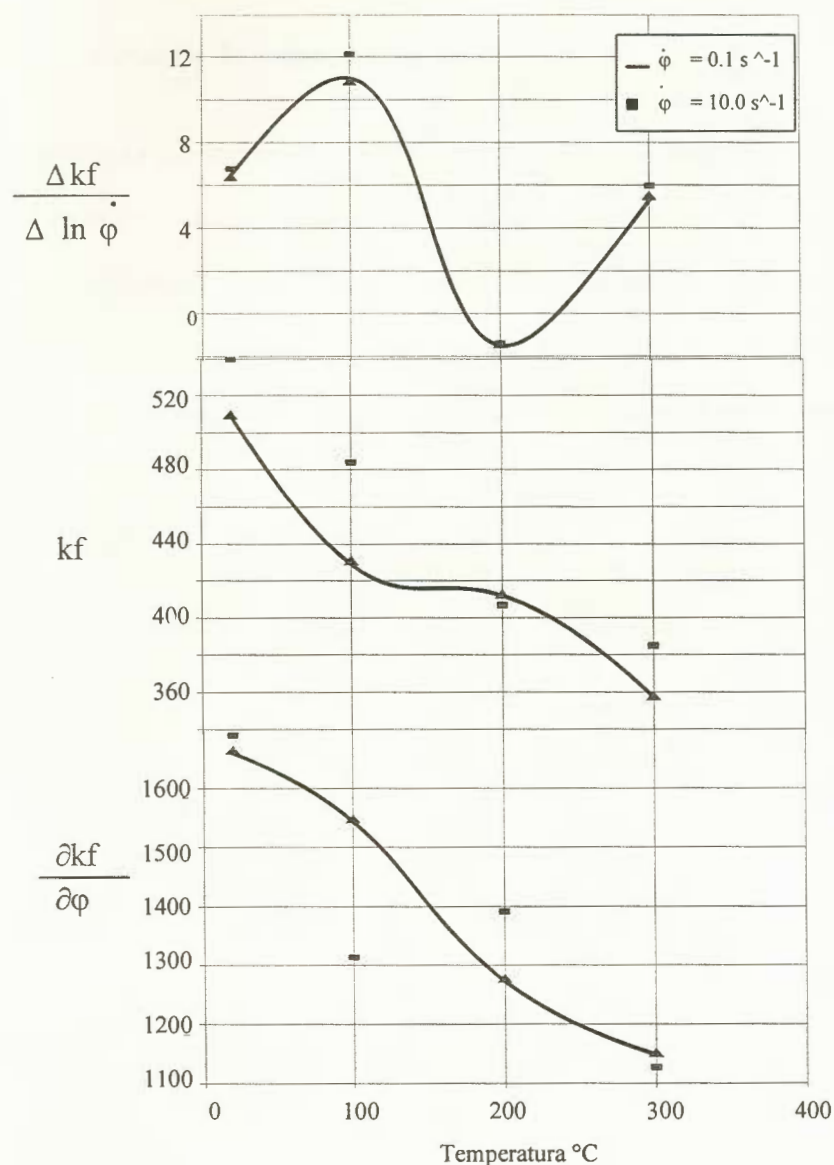


Figura 4.6. Variação da sensibilidade à velocidade de deformação, tensão de escoamento e taxa de encruamento para o aço inoxidável austenítico 304.

Este fenômeno é devido à interação do cromo com átomos de carbono, impedindo seu movimento na atmosfera do soluto contendo as discordâncias^[2.17, 2.22, 3.7].

Venugopal *et al.*^[2.24] estabeleceram, com base em observações experimentais, que valores negativos deste termo $\partial k_f / \partial \ln \dot{\phi}$ correspondem à presença de envelhecimento dinâmico. O resultado desta análise encontra-se nos Apêndices C1 a C4.

$$\frac{\Delta k_f}{\Delta \ln \dot{\phi}} = \eta \cdot k \cdot \dot{\phi}^{\eta} \quad [4.6]$$

4.9. Determinação da variação do volume padrão

A determinação das influências de temperatura e velocidade de deformação sobre o escoamento localizado foi feita por simulação numérica com o método de elementos finitos (FEM). Empregou-se o software CAPS FINEL, tendo sido usados os valores das curvas de escoamento e de fator de atrito obtidos anteriormente. As dimensões iniciais do corpo de prova a deformar são mostradas na Figura 3.3. A deformação no cilindro padrão foi de $66,5 \pm 3\%$. Os resultados desta simulação estão na Figura 4.7.

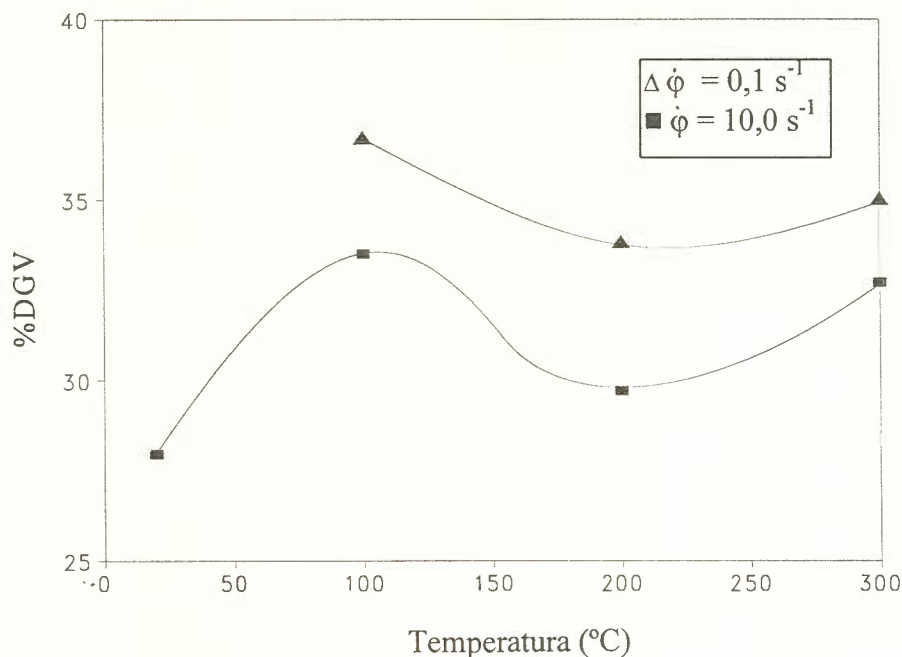


Figura 4.7. Gráfico que mostra a variação do volume padrão vs. temperatura do aço inoxidável austenítico 304.

A determinação do volume final padrão foi realizada da mesma forma que a sugerida por Mataya e Krauss ^[3.22]. Observando-se a Figura 4.7, nota-se a presença de escoamento localizado quando o aço inoxidável austenítico 304 é deformado à temperatura ambiente e com uma velocidade de deformação alta ($\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$), sendo que isto se deve ao aquecimento adiabático do material na deformação. Já à temperatura de 100 °C e uma velocidade de deformação baixa ($\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$) existe uma melhor distribuição da deformação.

Nas Figuras 4.8 e 4.9, pode-se observar: no corpo de prova deformado à temperatura ambiente e com uma velocidade de deformação alta ($\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$), a deformação máxima registrada foi 0,9052; e no corpo de prova deformado à temperatura de 100°C e com uma velocidade de deformação baixa ($\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$), a deformação máxima registrada foi 0,6278.

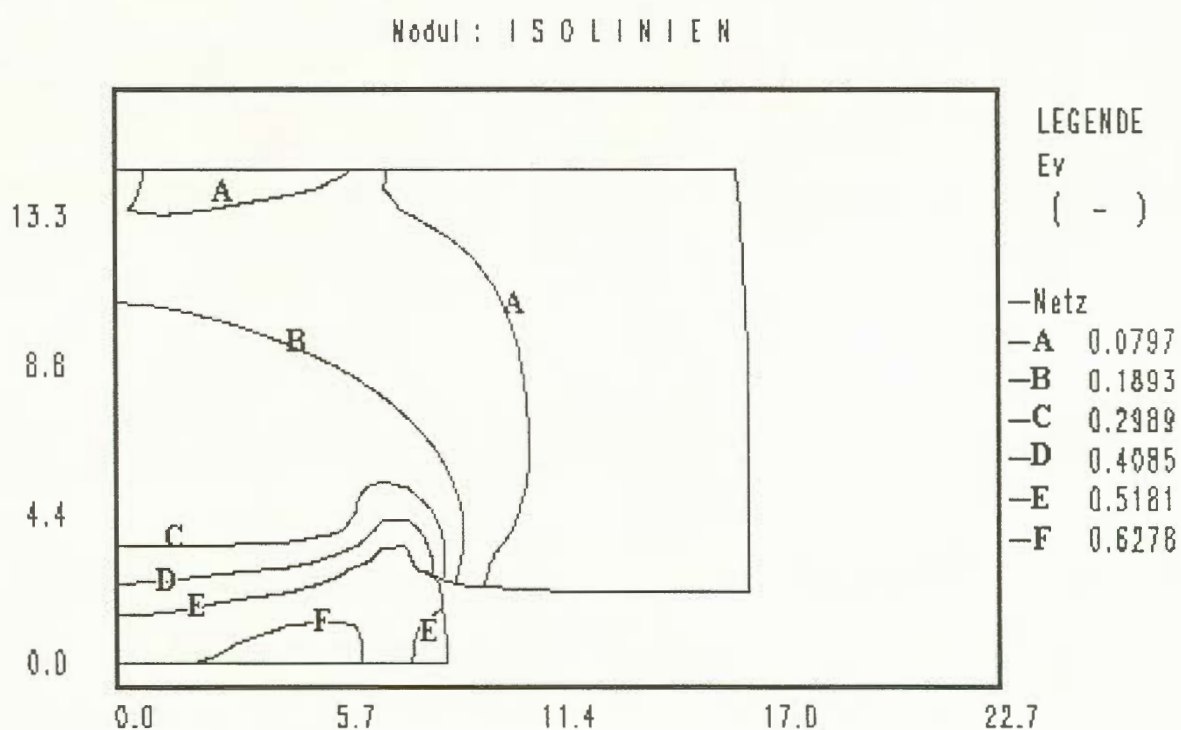


Figura 4.8. Diagrama de isolinhas de deformações no corpo de prova tipo carretel (CAPS-FINEL) a uma temperatura de 100°C e $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$.

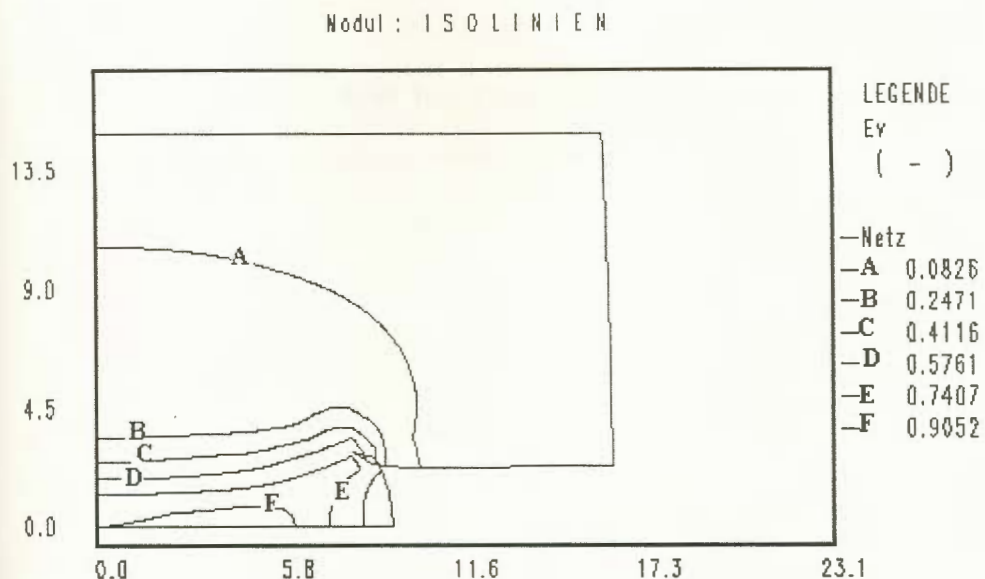


Figura 4.9. Diagrama de isolinhas de deformações no corpo de prova tipo carretel (CAPS-FINEL) a uma temperatura de $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\phi} = 10,0\text{ s}^{-1}$.

4.10. Observações metalográficas

A distribuição da deformação nos corpos de prova comprimidos não é uniforme com as condições de atrito ensaiadas (ver Figura 5.3, $m = 0,25$); devido a isto a análise de microdureza e metalográfica foi feita na zona onde a deformação é $\cong 0,7$. Para determinar esta zona foi feita uma simulação com as mesmas condições de contorno prático; o resultado encontra-se na Figura 4.10. A área demarcada pelas isolinhas D e C é a zona de análise.

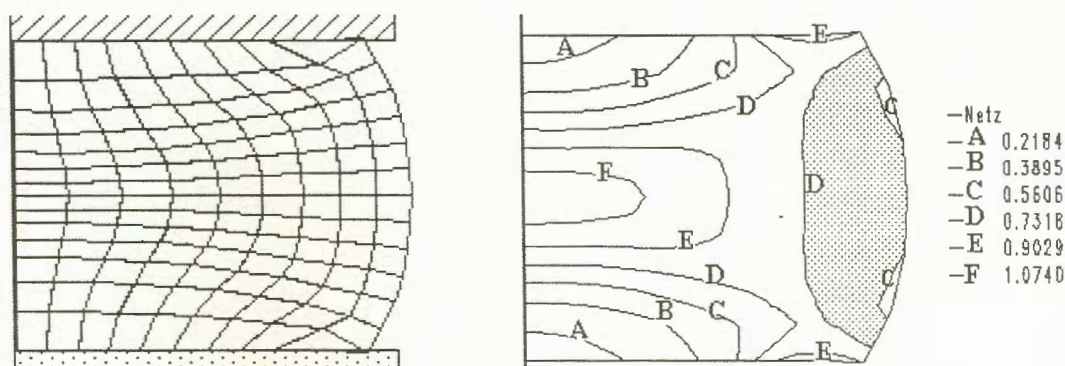


Figura 4.10 Evolução teórica da malha e de isolinhas de deformação para um $\phi = 0,7$ (simulação via CAPS-FINEL).

A análise de microdureza na zona de análise é mostrada na Tabela 4.4. À velocidade de deformação baixa e na temperatura de ensaio de 200 °C, observou-se um aumento de dureza devido ao envelhecimento dinâmico.

Tabela 4.4. Microdurezas nos corpos de prova cilíndricos deformados a $\phi = 0,7$ no ensaio de compressão axial.

TEMP. °C	$\phi = 10\text{s}^{-1}$		$\phi = 0.1\text{s}^{-1}$	
	HV. B	HV. A	HV. B	HV. A
20	405,0	509,0		
100	370,3	410,5	341,5	372,3
200	337,5	405,0	337,3	356,5
300	320,3	364,5	312,0	369,0

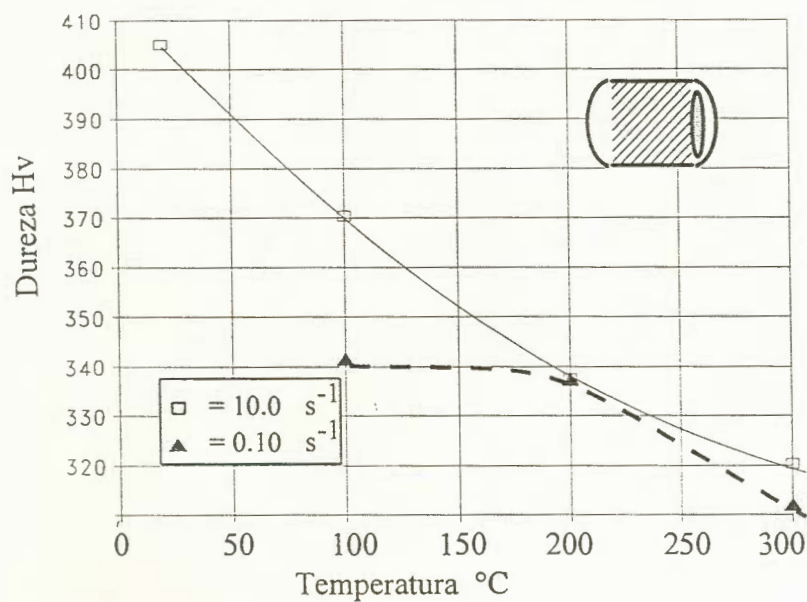


Figura 4.11. Variação de microdureza nos diferentes corpos de prova cilíndricos deformados por compressão axial.

As observações metalográficas foram realizadas nos corpos de prova cilíndricos deformados a $\phi = 0,7$, que foram utilizados para a construção das curvas de escoamento. Estes corpos de prova, depois do ensaio, foram esfriados rapidamente. A região de análise é mostrada na Figura 4.10.

O ataque químico foi feito via eletrólise, sendo usada uma solução de ácido acético a 10%.

Nas amostras deformadas a frio e com velocidade de deformação baixa ($\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$), observa-se a presença de agulhas de martensita e grãos deformados. Já na amostra deformada a velocidade alta ($\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$), observa-se menor presença de martensita. Em ambos os casos, não se observam zonas de escoamento localizado (Figuras 4.12 e 4.13).

Nos corpos de prova deformados a 100 °C e 300 °C, com velocidades de deformação $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ e $\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$, observam-se somente grãos deformados e linhas de deslizamento, mas não se observa a presença de intermetálicos, assim como a presença de zonas de escoamento localizado (ver Figuras 4.14 e 4.15).

Os ensaios a 200 °C deveriam mostrar zonas de escoamento localizado, devido ao envelhecimento dinâmico por deformação. Certamente isto deve ser mais notório a deformações maiores (Figura 4.16).



Figura 4.12. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a frio ($\varphi = 0,7$) com baixa velocidade de deformação ($\dot{\varphi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$).



Figura 4.13. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a frio ($\varphi = 0,7$) com alta velocidade de deformação ($\dot{\varphi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$).



Figura 4.14. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a 100 °C ($\phi = 0,7$) com baixa velocidade de deformação ($\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$).



Figura 4.15. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a 100 °C ($\phi = 0,7$) com alta velocidade de deformação ($\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$).

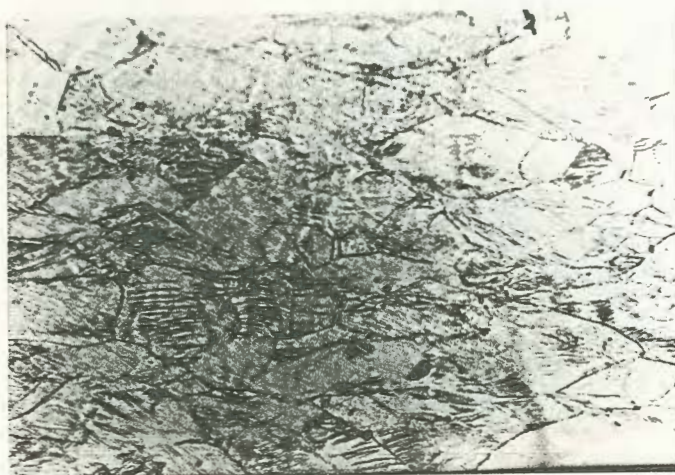


Figura 4.16. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a 200 °C ($\phi = 0,7$) com alta velocidade de deformação ($\dot{\phi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$).



Figura 4.17. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a 300 °C ($\phi = 0,7$) com baixa velocidade de deformação ($\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$).



Figura 4.18. Microestrutura do aço inoxidável austenítico 304, deformado a 300 °C ($\varphi = 0,7$) com alta velocidade de deformação ($\dot{\varphi} = 10,0 \text{ s}^{-1}$).

5. DETERMINAÇÃO DO COEFICIENTE DE ATRITO

5.1. Considerações gerais

Os métodos de medição de atrito foram apresentados no item 3.3.1, bem como a forma esquemática visando salientar a existência de várias alternativas para esse fim. O ensaio realizado foi o de compressão do anel. As dimensões do corpo de prova escolhido para o ensaio (anel de geometria 6:3:2) encontram-se na Figura 5.1.

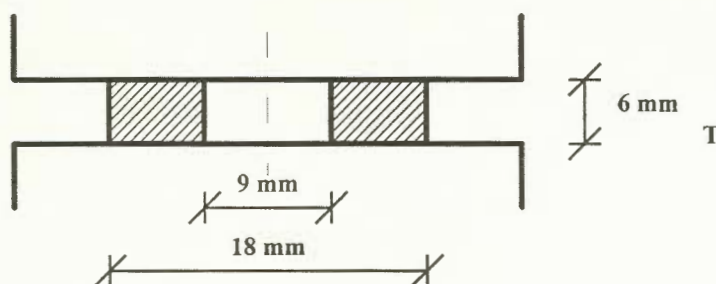


Figura 5.1. Dimensões do anel usado para o ensaio de atrito.

Material:	Aço inoxidável austenítico 304
Temperatura de ensaio:	ambiente
Velocidade de deformação:	(velocidade da prensa: 8 mm/s)
Rugosidade das bases:	8 μm (Rz)
Lubrificante:	MoS ₂ 10% (diluído em álcool)

5.2. Equipamentos utilizados e medição da rugosidade

- Prensa hidráulica EKA (capacidade máxima: 40 t).
- Forno de resistência marca Heavy Duty Electric Co.
Temperatura máxima: 1250 °C
Potência: 2500 W
- Rugosímetro, Mitutoyo Surftest 211
- Paquímetro digital Mitutoyo

Um parâmetro importante a quantificar num ensaio de atrito é a rugosidade. Por esse motivo foi feito um ensaio para a medição da rugosidade das superfícies de contato das bases planas e do anel. Foi utilizado um rugosímetro marca Mitotoyo modelo Surfes, que fornece diretamente um gráfico de rugosidade, como é mostrado na Figura 5.2.

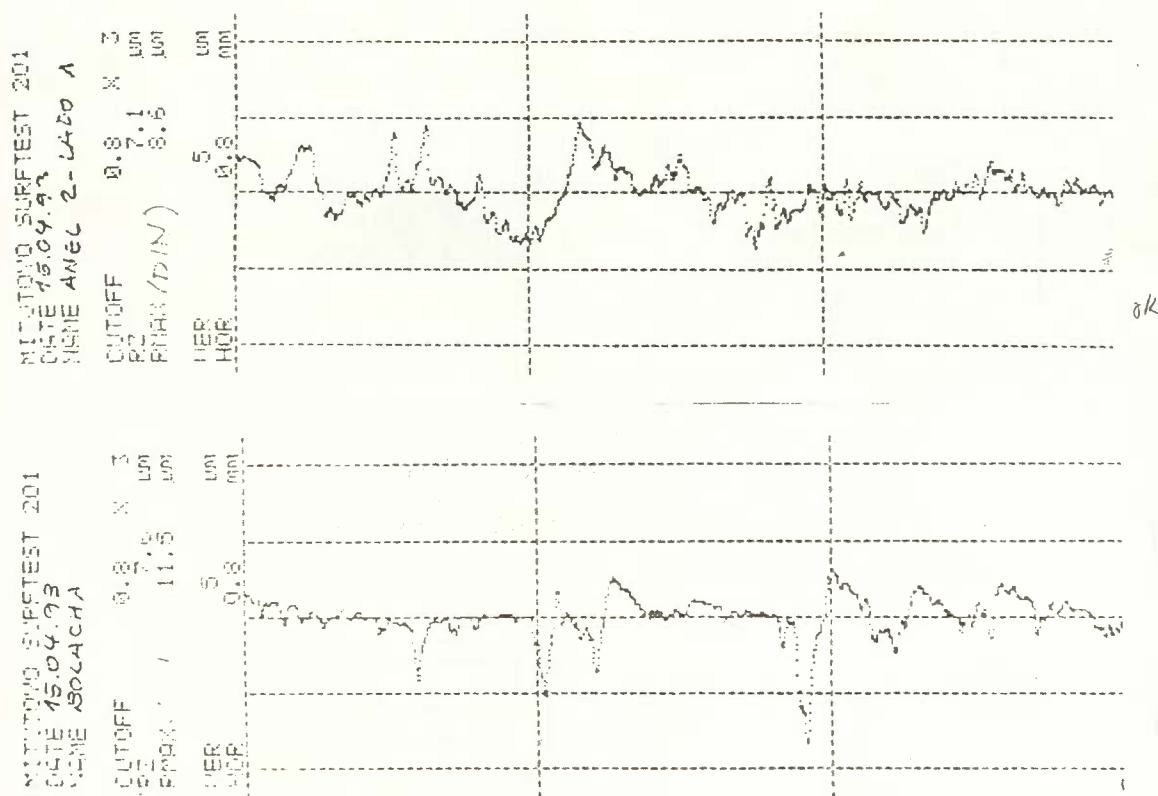


Figura 5.2. Gráficos de rugosidade das bases planas e do anel usados no ensaio de atrito.

A Figura 5.2 mostra no eixo y a altura das cavidades, no anel e na base, onde a distância entre as linhas horizontais é de 5 μm . O eixo x representa o comprimento da superfície analisada, sendo o espaçamento entre as linhas verticais de 0,8 mm.

5.3. Procedimento para determinação do fator de atrito

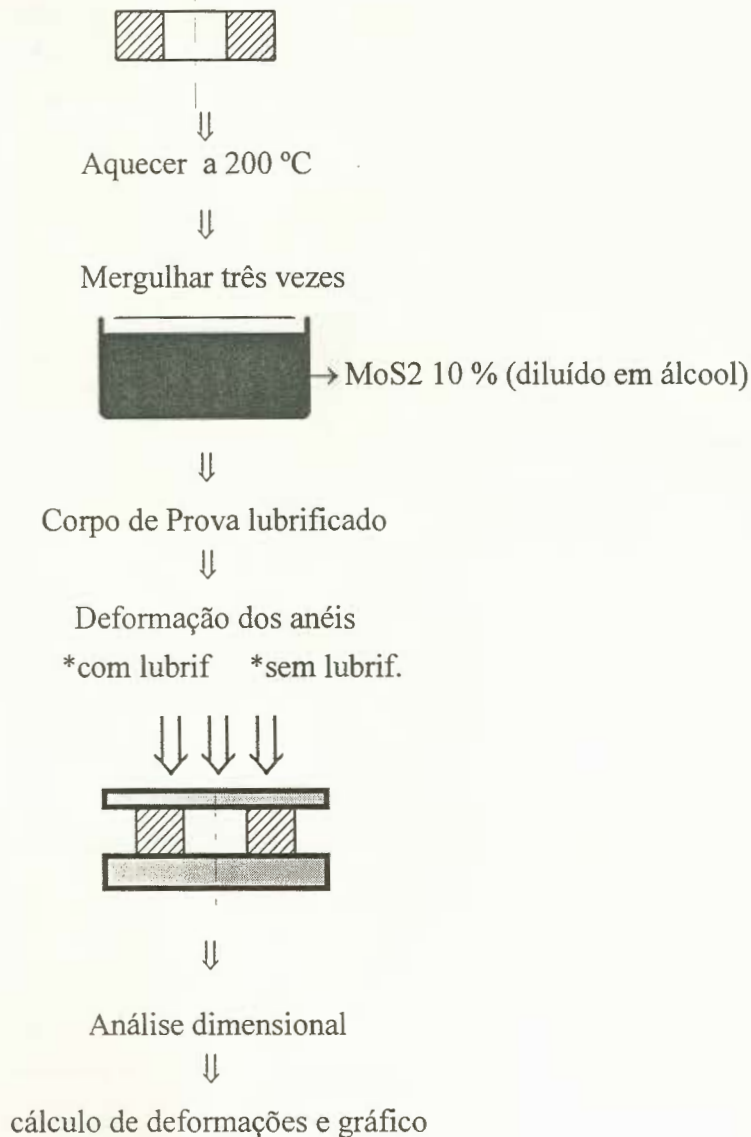


Figura 5.3. Fluxograma do procedimento para determinação do fator de atrito.

Os resultados da análise dimensional são mostrados na Tabela 5.1 e a comparação das diversas deformações com a curva de calibração teórica, na Figura 5.4.

Tabela 5.1. Resultados obtidos no ensaio de compressão do anel.

Diâmetro menor	Altura $h_0=5,82$ mm	ε (%) (diâmetro menor)	ε (%) (altura)	Obs.	
9,02	5,82	0,0		Sem . lubrif.	C/P nº 1
8,69	4,77	3,66	18,04		
8,20	4,18	9,10	28,18		
7,77	3,65	13,85	37,29		
7,64	3,52	15,30	39,52		
7,40	3,34	17,96	42,61		

9,02	5,82	0,0	0,0	Sem lubrif.	C/P nº 2
8,56	4,74	5,10	18,55		
8,29	4,27	8,10	26,63		
7,76	3,76	14,00	35,40		
7,54	3,59	16,41	38,32		
7,40	3,46	17,96	40,55		

Diâmetro Menor	Altura $h_0=6,00$ mm	ε (diâmetro menor)	ε (altura)	Obs.	
9,0	6,0	0,0	0,00	Com lubrif.	C/P nº 1
9,2	4,9	-2,17	18,33		
9,0	3,5	0,00	41,66		
7,2	2,4	20,0	60,00		

9,0	6,0	0,0	0,00	Com lubrif.	C/P nº2
9,25	4,7	-2,77	21,66		
8,9	3,6	1,11	40,00		
8,0	2,6	11,10	56,66		

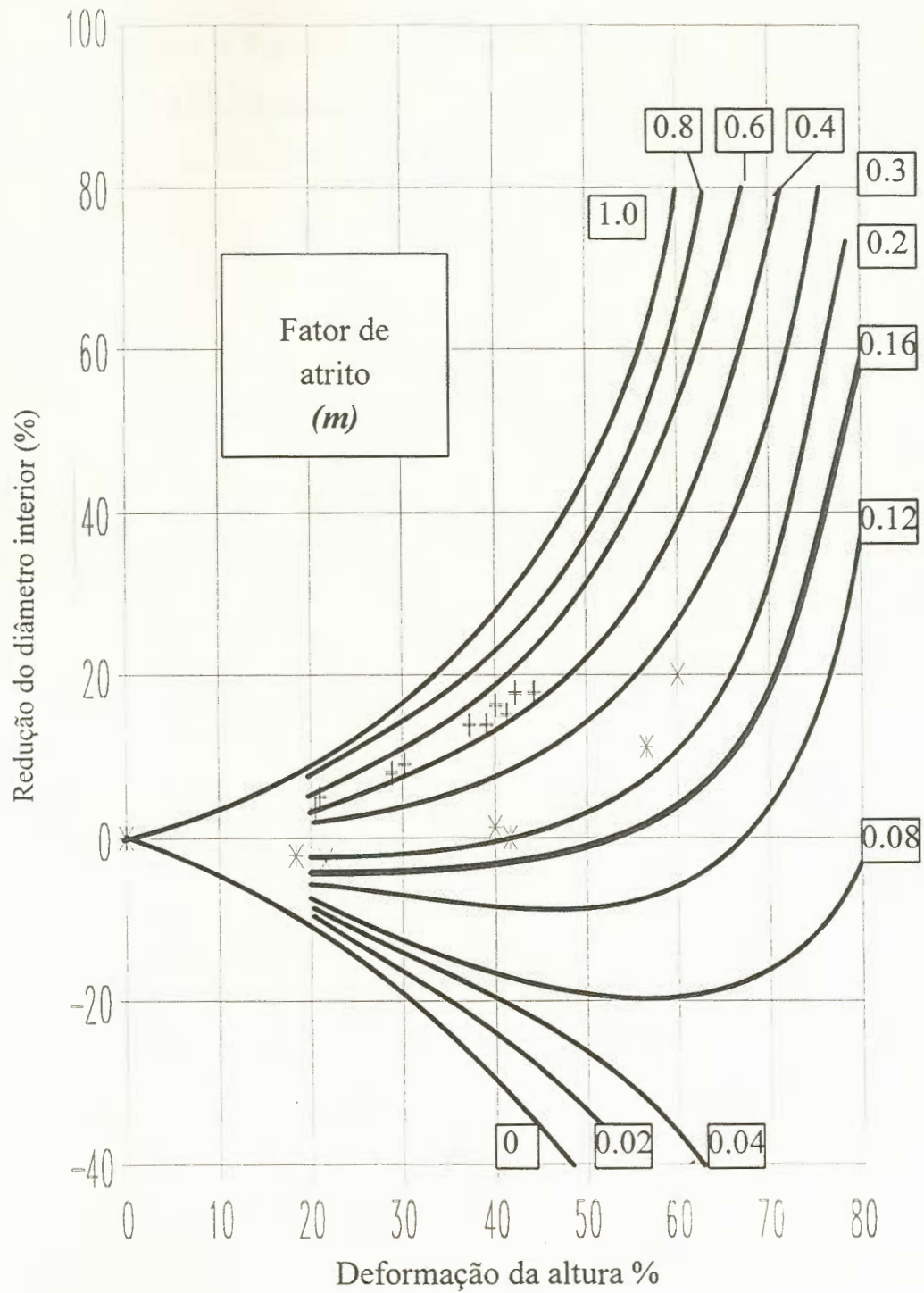


Figura 5.4. Curva teórica de calibração para uma geometria (6:3:2) ^{/3.28/} com os valores de atrito determinados

* Ensaio com lubrificante

+ Ensaio sem lubrificante

Conforme a Figura 5.4, o fator de atrito para ensaios sem lubrificante é de aproximadamente 0,45. Na literatura é considerado o valor genérico de 0,6. Para ensaios com lubrificante o fator de atrito é 0,25. Na literatura é considerado um valor genérico de 0,45 a 0,3.

6. CONFORMAÇÃO DE PRECISÃO

O objetivo do forjamento de precisão é a obtenção de produtos úteis de alta qualidade e de baixo custo; custos estes que incorrem em matéria-prima, conformação e usinagem. Nos últimos anos a matéria-prima tem elevado o custo total da fabricação, o que proporcionou o desenvolvimento e uso de técnicas sem rebarba em processos de forjamento de temperatura elevada.

O forjamento a quente geralmente requer o dobro em peso da peça final acabada. A usinagem é a responsável, em parte, pelo excesso deste material; outra quantidade significativa é associada à rebarba. Acredita-se que de 20-40% do peso da geratriz são gastos na rebarba, embora esta seja considerada, algumas vezes, necessária para permitir o completo enchimento da cavidade da matriz e pequenos detalhes. Os processos de conformação de precisão minimizam ou eliminam em alguns casos a rebarba.^{/6.1/}

Os produtos obtidos por forjamento de precisão são superiores àqueles produzidos por forjamento tradicional e usinagem, visto que a microestrutura nas peças forjadas a precisão são preservadas.

6.1. Considerações gerais

A primeira consideração é que a peça forjada possa ser removida da matriz depois do processo de forjamento. Superfícies paralelas ao eixo de forjamento freqüentemente geram altas forças de atrito com a matriz durante a extração; por esse motivo, as matrizes devem apresentar um pequeno ângulo de saída para facilitar a extração.

A eliminação deste ângulo de saída é limitado por:

- * Capacidade do mecanismo de evacuação para fornecer cargas elevadas;
- * Resistência do material na temperatura de extração;
- * Desgaste na matriz e/ou danos na peça forjada.

O escoamento do material deve ser considerado, pois o preenchimento de cantos vivos e seções finas eleva a força necessária para forjar o produto final, o que poderia causar danos na matriz. Uma alternativa para eliminar este problema poderia ser o uso de pré-formas.

6.1.2. Considerações no desenho da matriz

Deve-se, inicialmente, fazer o cálculo da carga necessária para conformar a peça desejada, o que evita posteriormente formação de trincas e deflexão na matriz. Cargas excessivas também causam desgaste da ferramenta. Tais fatores afetam as dimensões finais da peça no processo de conformação de precisão.

O tamanho da geratriz inicial deve ter forma e volume exatos. O desenho da matriz deve permitir um bom escoamento do material, de forma a conseguir um completo preenchimento da cavidade e acabamento superficial.

Nos processos de conformação a morno devem ser observadas as dilatações térmicas. Quando as temperaturas de trabalho são baixas, o efeito da dilatação térmica da matriz e da peça é considerado pequeno se comparado com a tolerância final desejada. O efeito do lubrificante (atrito) pode algumas vezes interferir na tolerância final. Quando as camadas de lubrificante são finas, o efeito sobre a tolerância pode ser ignorado.^{/6.2/}

Nas temperaturas de ensaio sugeridas a matriz não mostra nenhum tipo de variação na tensão de escoamento, permanecendo com sua característica inicial (Fig. 6.1).

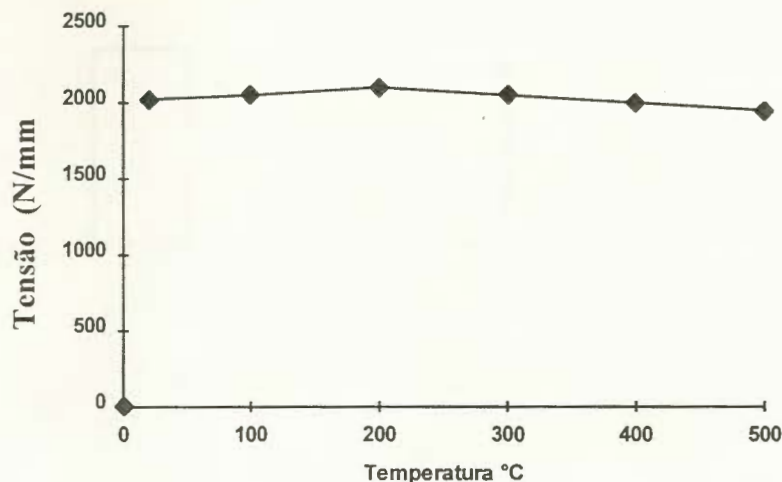


Figura 6.1. Variação da tensão de escoamento em função da temperatura em um ensaio de flexão para um aço ferramenta com uma dureza de 51 HRC. ^{/6.3/}

6.2. Forjamento experimental

A prática de forjamento tem por finalidade observar o comportamento do material, razão pela qual se pretende estudar as relações que existem envolvendo diferentes geometrias iniciais cilíndricas (variação do diâmetro/altura). A geometria escolhida deve mostrar escoamento do tipo recalque axial e extrusão (processos que ocorrem na prática de forjamento de precisão). As geometrias iniciais propostas são mostradas na Figura 6.2. Também foi avaliado o efeito da temperatura e do atrito sobre o acabamento final da peça, assim como a influência sobre os defeitos finais de forjamento.

A prática de forjamento foi realizada com as três geometrias mostradas na Figura 6.2 em ensaios com e sem lubrificante. As peças forjadas foram analisadas com a finalidade de determinar a geometria que melhor se adaptasse à prática de forjamento.

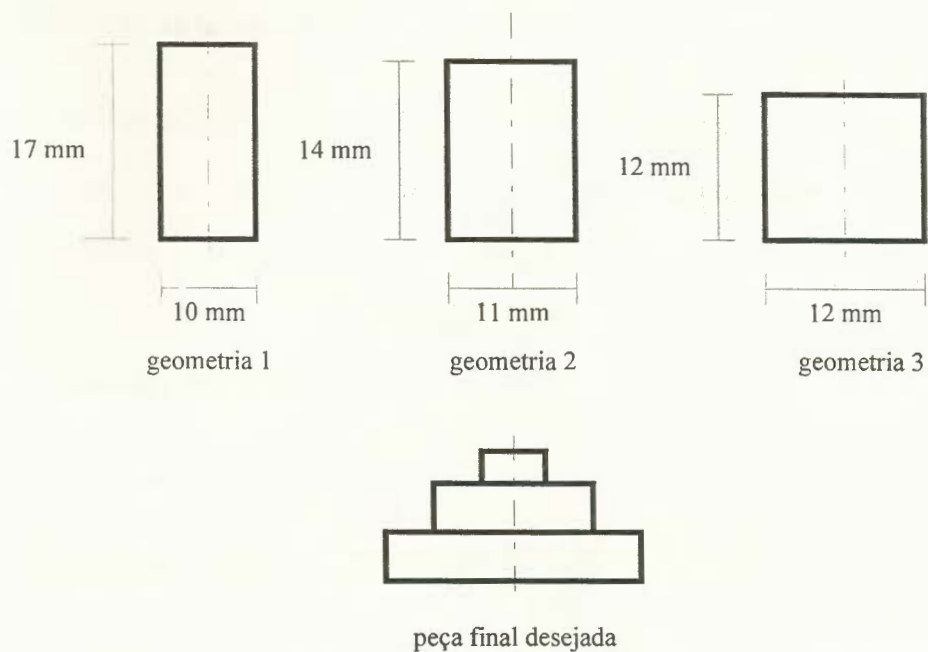


Figura 6.2. Geometrias ensaiadas no forjamento.

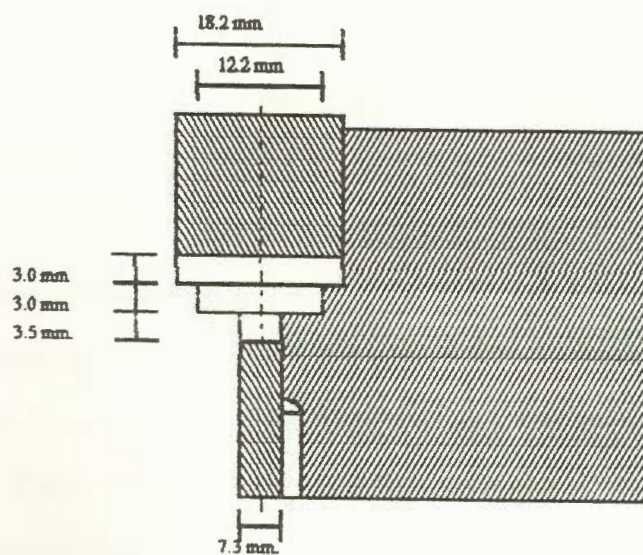


Figura 6.3. Esquema da matriz empregada para os ensaios de forjamento.

6.3. Cálculo da força de forjamento

A análise de cargas envolvidas no processo de forjamento é determinada por diferentes modelos. Os processos não estacionários e descontínuos, como o forjamento e a estampagem profunda, são os que apresentam maior dificuldade de análise, tendo em vista que a cada instante tem-se uma nova forma do corpo, com nova distribuição de tensões e deformações para cada parte considerada.

Os métodos de análise podem ser classificados em:

- Método da energia uniforme;
- Método da divisão dos elementos (teoria das tiras);
- Métodos dos limites superior e inferior;
- Método das linhas de deslocamento;
- Método da visualização ou da visioplasticidade;
- Método da simulação; e
- Método dos elementos finitos.

6.4. Simulação

A análise do processo de forjamento baseado no método de elementos finitos fornece dados básicos para o desenho e análise no processo de forjamento de precisão. Estes modelos têm sido implementados mediante programas de computador que fornecem as temperaturas de contorno, assim como o perfil das tensões, fluxo do material dentro da cavidade da matriz, etc. CAD é valioso no desenho de matrizes para forjamento de precisão, devido ao fato de que estas matrizes são mais detalhadas e complexas que as convencionais.

A simulação de operações de forjamento através da utilização do método dos elementos finitos permite determinar a evolução da carga com o deslocamento da matriz móvel, caracterizar a distribuição das principais variáveis de campo no interior da peça em

qualquer estágio arbitrário da deformação, e simultaneamente prever o início e localização dos defeitos que possam ocorrer durante o processo.

A simulação numérica do processo tecnológico foi efetuada recorrendo-se ao programa de elementos finitos CAPS-FINEI, desenvolvido pelo Instituto de Conformação Mecânica da Universidade Técnica de Aachen, destinado à análise bidimensional de operações de deformação plástica. Este programa utiliza as leis de comportamento dos materiais através de modelos rígidos plásticos e são utilizadas as relações constitutivas tensão-velocidade de deformação de Levy-Mises. A implantação numérica do método de elementos finitos passa pela discretização da geometria da peça, através de elementos lineares isoparamétricos de quatro nós. A matriz tem um significado puramente geométrico.

Para uma simulação numérica de um processo de forjamento o programa requer os seguintes dados de entrada.

- Desenho das matrizes;
- Geometria inicial da geratriz;
- Dados de curva de escoamento;
- Características térmicas da geratriz e da matriz;
- Velocidade do equipamento a usar;
- Temperaturas iniciais da geratriz e da matriz;
- Coeficiente ou fator de atrito na interface matriz-geratriz.

6.4.1. Simulação do processo de forjamento

As geometrias a serem ensaiadas são mostradas na Figura 6.2. O sistema de malha gerado no início da simulação é de um componente bidimensional e de simetria axial. A Figura 6.4. mostra a discretização das diferentes geometrias iniciais.

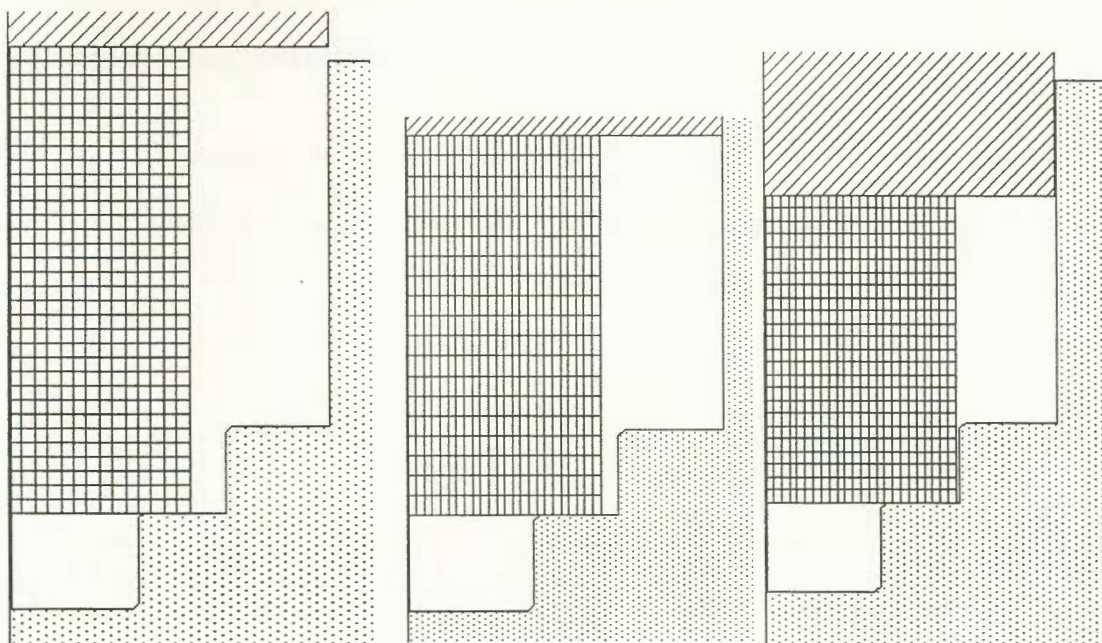


Figura 6.4. Sistema de malha gerado nas geometrias iniciais 1, 2 e 3.

A simulação numérica foi realizada em quatro etapas, devido à deformação elevada sofrida pela malha inicial. Durante o processo simulativo foi necessário proceder ao remalhamento nas três primeiras etapas.

O processo simulativo iniciou com a discretização geométrica de elementos de quatro nós, ligados entre si por pontos nodais. O número de elementos foi variável durante a simulação, sendo naturalmente o seu número definido em função das características geométricas apresentadas em cada uma das fases de regeneração. Os valores de fatores de atrito utilizados são os determinados mediante o ensaio de compressão do anel, onde $m = 0,45$ (sem lubrificante) e $m = 0,25$ (com lubrificante). Os cálculos foram efetuados de uma forma incremental, considerando para cada incremento uma deformação de altura de aproximadamente 0,05 mm.

A geometria final desejada não apresenta ângulo de saída, e os cantos têm um raio de 0,2 mm, o que provoca interferência entre a malha e a matriz.

6.4.1.1. Efeito da geometria inicial

A geometria inicial deve permitir um completo preenchimento da cavidade da matriz. A Figura 6.5 mostra a evolução matemática das geometrias 1, 2 e 3 no processo simulativo.

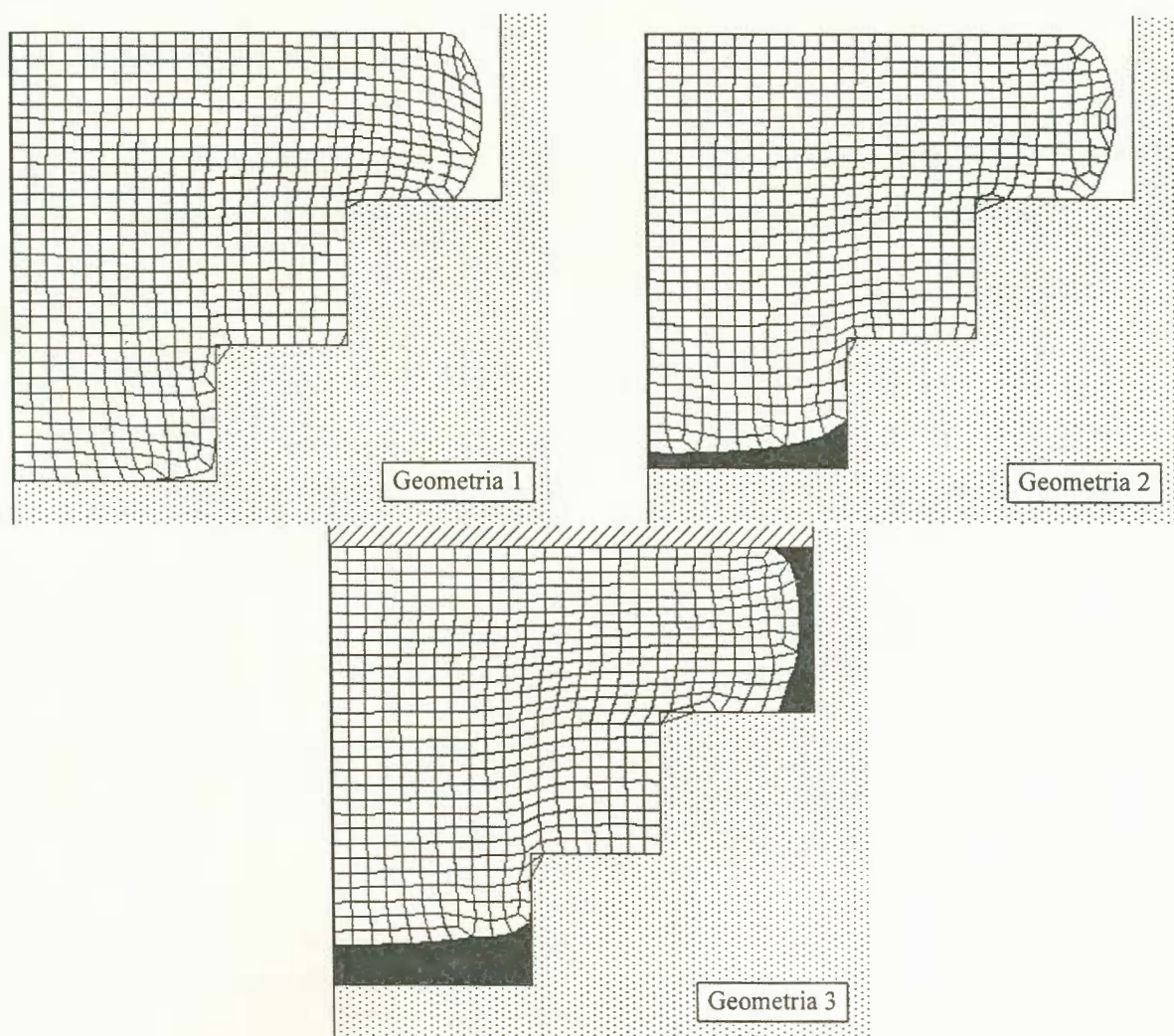


Figura 6.5. Evolução teórica das três geometrias ensaiadas.

De acordo com a Figura 6.5, as três geometrias são apropriadas para obter a geometria final desejada, desde que sejam tomados os cuidados no que se refere ao atrito.

A geometria 1, devido à pequena área de contato com a matriz no início do forjamento, permite um rápido preenchimento do diâmetro menor, resultando velocidades altas de deformação no ângulo de contato, o que provoca trincas na peça.

A geometria 2 mostra um melhor escoamento do material na cavidade da matriz. Este mesmo comportamento é observado na geometria 3.

6.4.1.2. Efeito do atrito

O atrito provoca alguns efeitos sobre o escoamento do material na cavidade da matriz. As análises matemáticas são feitas com valores de fator de atrito de $m = 0,25$ e $m = 0,45$.

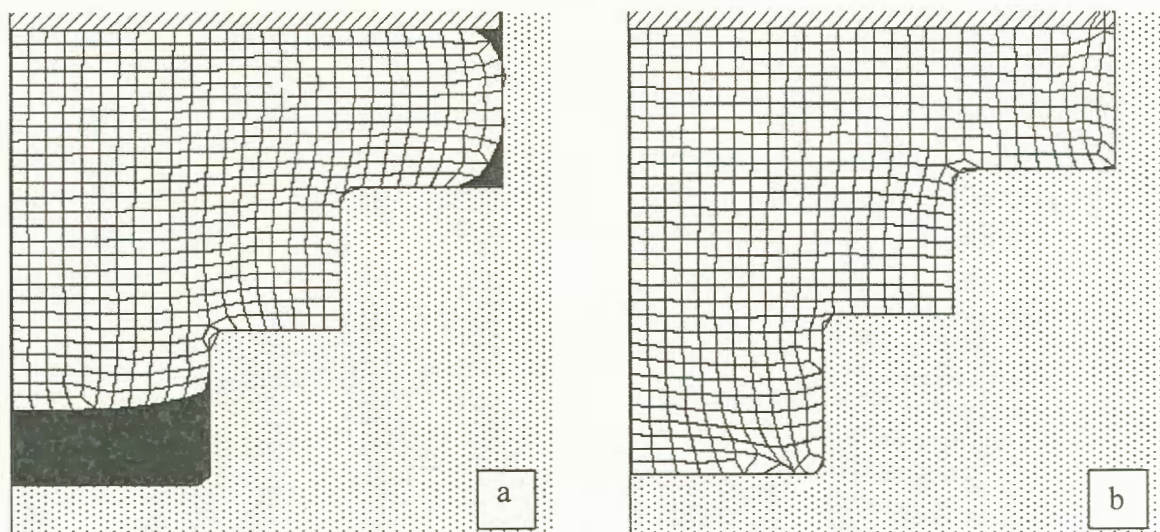


Figura 6.6. Evolução téorica do efeito do atrito sobre o preenchimento da cavidade da matriz para a geometria inicial 3. a) com lubrificante ($m = 0,25$) e b) sem lubrificante ($m = 0,45$).

A diferença de preenchimento mostrada na Figura 66 é devida ao fato de que o material quando é deformado com valores de atrito baixos nas primeiras etapas de deformação apresenta um escoamento de tipo recalque axial. Já para valores de atrito altos o material tem uma deformação do tipo recalque axial e extrusão. Isto pode ser observado claramente na Figura 6.7 (campo de velocidades, para uma redução aproximada de 60% de altura).

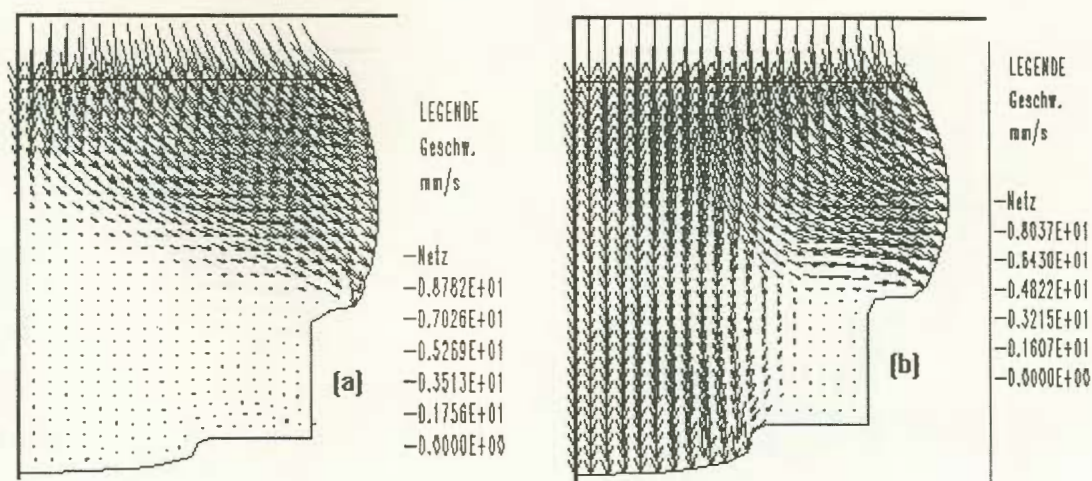


Figura 6.7. Evolução teórica do campo de velocidades na operação de forjamento para uma redução de altura de 60% da geometria inicial 3. a) com lubrificante ($m = 0,25$) e b) sem lubrificante ($m = 0,45$).

O campo de velocidades apresentado na Figura 6.7 revela a existência de pontos neutros na cavidade da matriz, sendo que este campo é maior quando o atrito é baixo. O campo neutro da Figura 6.7 (b) é conservado até o final do processo de forjamento nos dois casos.

Na geometria 2 não se observa diferença quando $m = 0,25$ e $m = 0,45$.

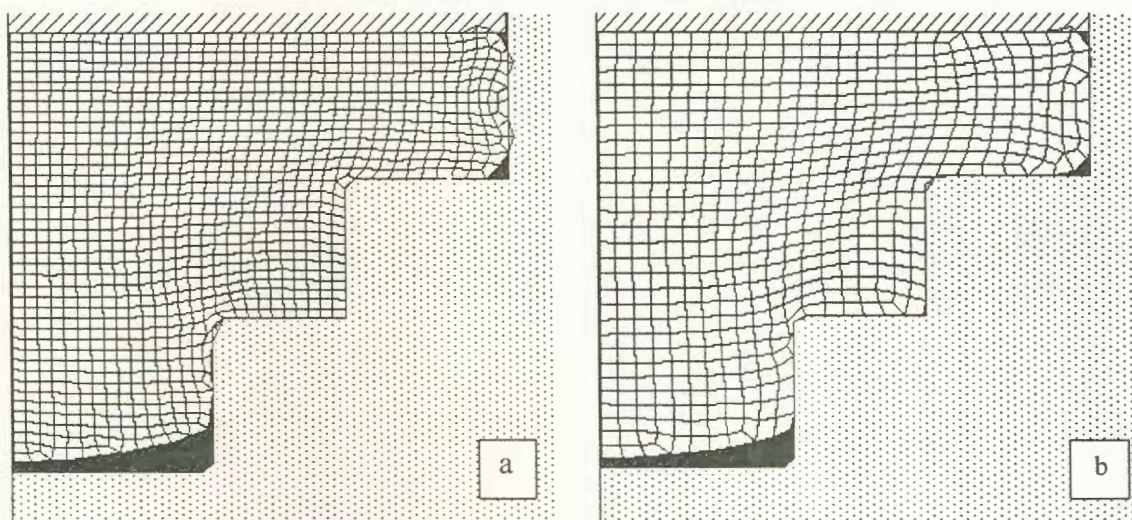


Figura 6.8. Evolução teórica do efeito do atrito sobre o preenchimento da cavidade da matriz para a geometria inicial 2. a) com lubrificante ($m = 0,25$) e b) sem lubrificante ($m = 0,45$).

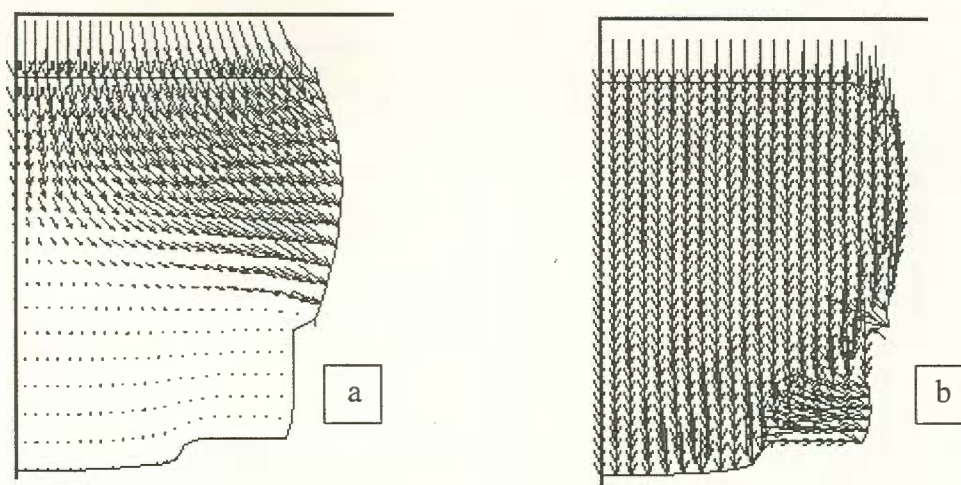


Figura 6.9. Evolução teórica do campo de velocidades na operação de forjamento para uma redução de altura de 60% da geometria inicial 3. a) com lubrificante ($m = 0,25$) e b) sem lubrificante ($m = 0,45$).

Nesta geometria o efeito do atrito no começo da deformação é bastante notório, como se observa na Figura 6.9, apresentando escoamento tipo recalque axial quando é usado lubrificante, e tipo recalque e extrusão quando não é usado lubrificante. Ao final do forjamento o efeito do atrito é mínimo, como pode ser observado na Figura 6.8.

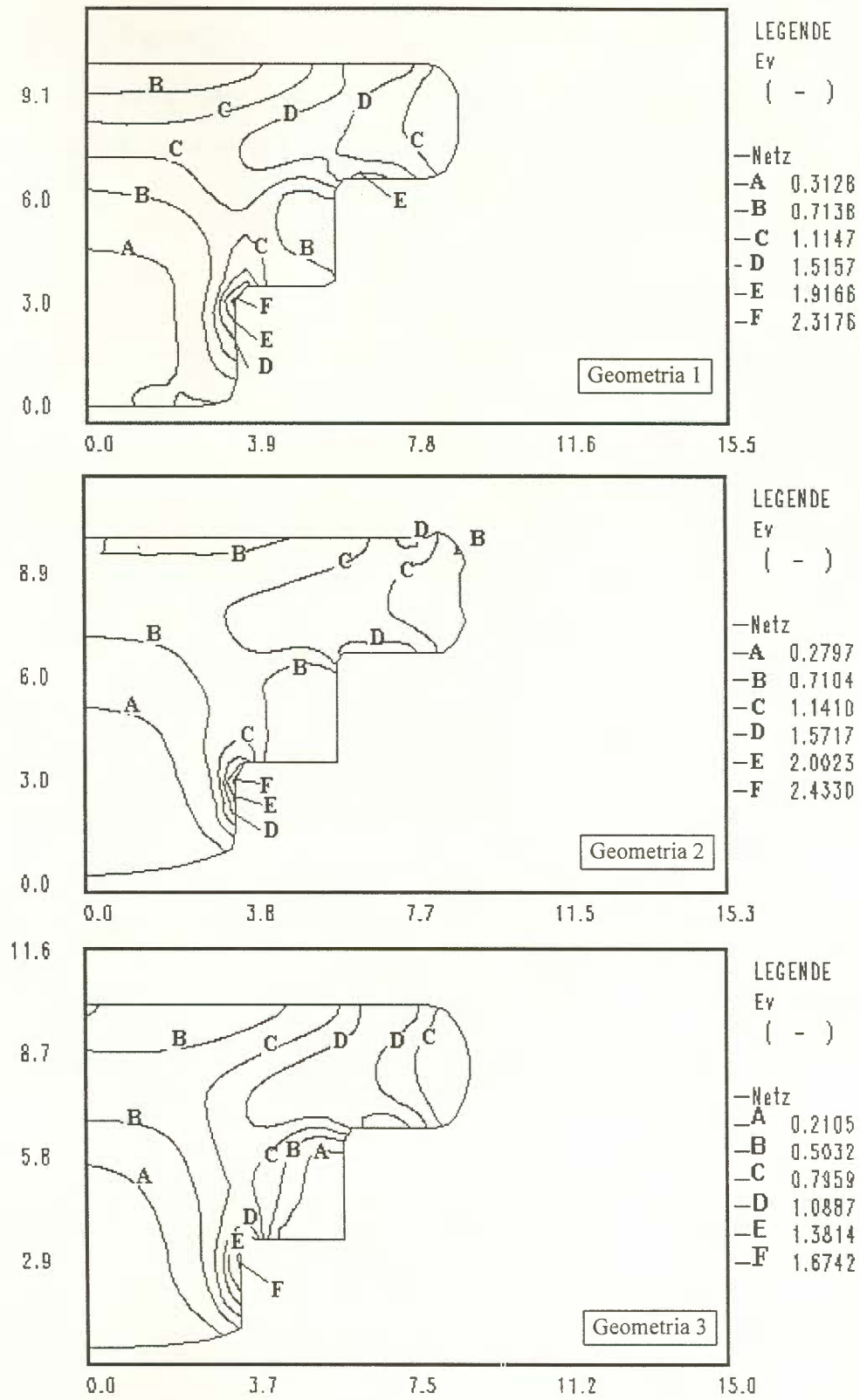


Figura 6.10. Isolinhas de deformação para as três geometrias ensaiadas.

A Figura 6.10 mostra que a geometria 3 é a que melhor se adapta para a obtenção da peça desejada, visto que apresenta uma deformação mais homogênea, sendo sua deformação máxima $\phi = 1,67$, se comparada com as outras geometrias, onde $\phi > 2,3$.

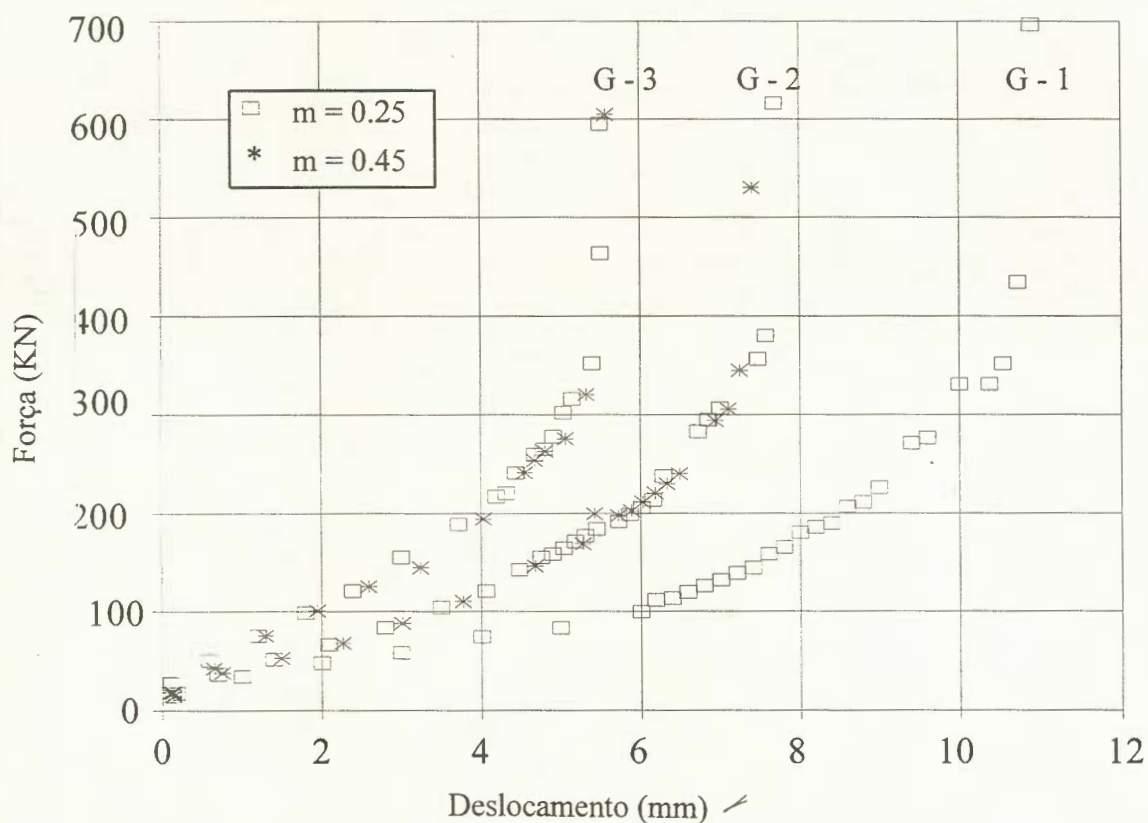


Figura 6.11. Evolução teórica de carga e de deslocamento para as diferentes geometrias iniciais (G-1, G-2 e G-3); (CAPS-FINEL).

A Figura 6.11 finalmente apresenta a evolução de carga de forjamento com o deslocamento da matriz via simulação numérica. No início do deslocamento não se verifica uma boa correlação entre os valores obtidos na simulação experimental e a produzida pelo programa CPS-FINEL.

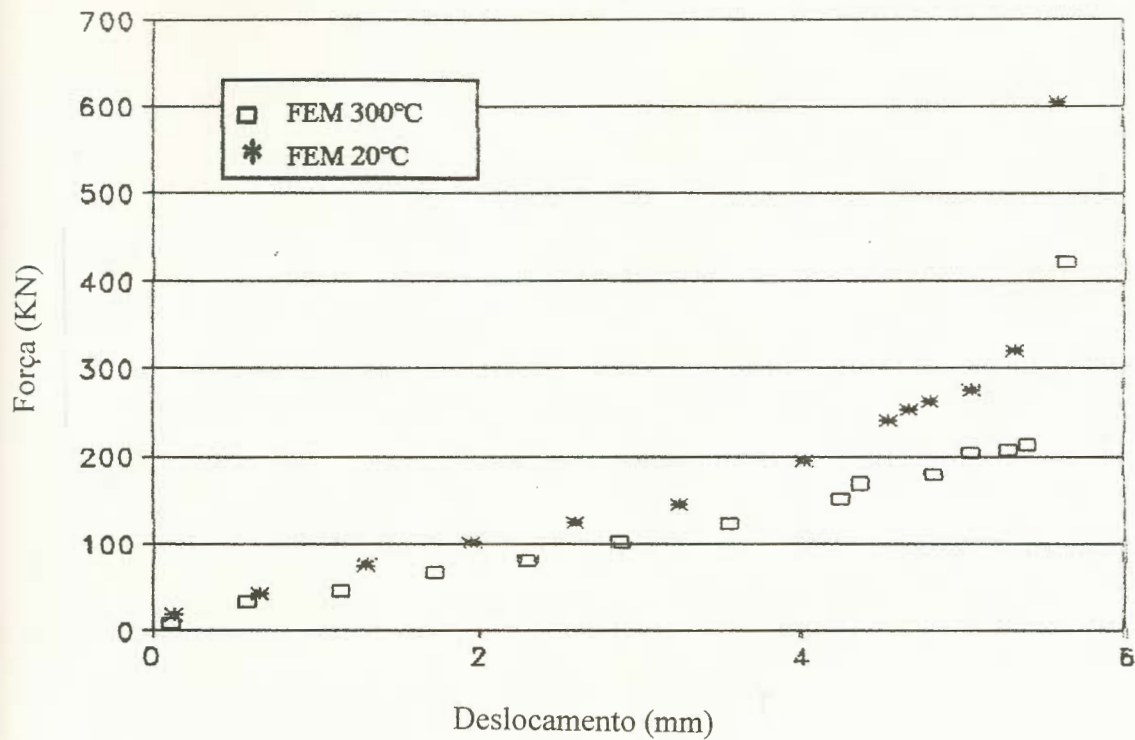


Figura 6.12. Efeito da temperatura sobre a força de forjamento (CAPS-FINEL).

Na Figura 6.12 observa-se a evolução de carga para diferentes temperaturas (20 °C e 300 °C) para a geometria 3 e sem lubrificante.

A distribuição de força na matriz diminui em mais de 50% quando o ensaio é realizado a 300 °C (ver Figura 6.13).

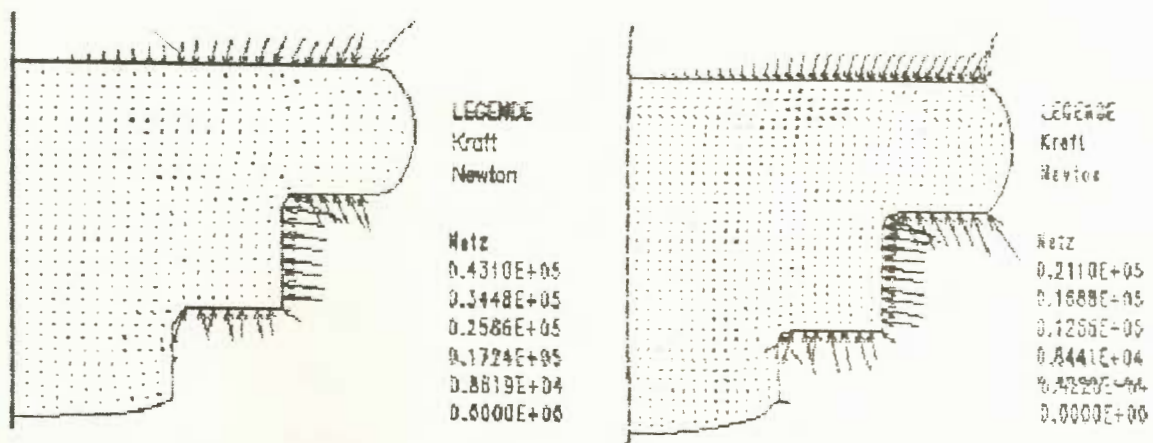


Figura 6.13. Distribuição de forças para a peça forjada a frio (a) e a 300 °C (b).

O forjamento a frio provoca tensões elevadas na matriz. A conformação a 300 °C provoca uma diminuição de carga de aproximadamente 35% (ver Figura 6.13).

6.5. Confecção da matriz

O material empregado para a confecção da matriz é um aço VCO Vilarés (DIN. 50NiCr13 e $\cong$ WNr1.272), cuja composição química é: C 0,50%, Cr 1,00%, Ni 3,25, Mo 0,3. Esta composição é especialmente desenvolvida para proporcionar boa resistência ao calor, aliada a uma grande tenacidade e elevada resistência aos choques mecânicos, permitindo seu uso não só para trabalho a quente como também para trabalho a frio.

Sua boa temperabilidade permite têmpera ao ar, o que reduz sensivelmente as distorções de tratamento térmico e torna o aço adequado para peças propensas a deformações, tais como ferramentas de pequena espessura ou de forma alongada ou irregular.

Suas aplicações típicas são matrizes de cunhagem de talheres de aço inoxidável, matrizes de forjamento de gravuras rasas, bigornas de martelos de forjamento, elementos de suporte das ferramentas de prensas de extrusão a quente, facas de tesoura para corte a frio de tarugo e chapas de aço.^{/6.4/}

A usinagem da matriz foi feita em sua totalidade por eletroerosão (o material encontrava-se temperado com 50 RC).

As dimensões finais da matriz foram verificadas mediante forjamento de chumbo na cavidade, e os resultados são mostrados na Figura 6.3.

6.6. Medição da força de forjamento

A montagem dos instrumentos de medição é mostrada na Figura 6.14. A célula de carga e o relógio comparador foram ligados a duas pontes amplificadoras de desbalanço HBM modelo kws/t-5, e estas a um registrador XY potenciométrico BBC - série 780. Assim, obtém-se um registro gráfico de mv. vs. deslocamento. Os valores de mv. para a célula de carga (eixo

Y) são comparados com a curva de calibração da célula de carga, obtendo-se o valor de força. A imprecisão da célula de carga é 3%. O sinal do relógio comparador (mv.) foi calibrado diretamente antes do ensaio. Os resultados são mostrados na Figura 6.15.

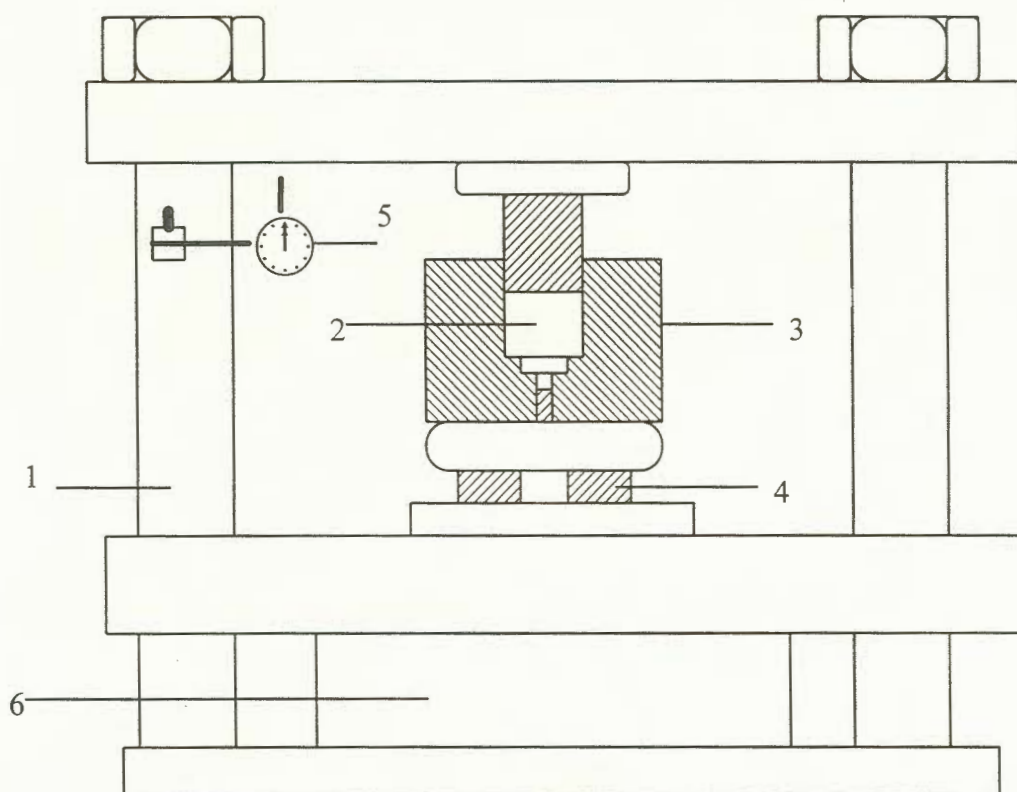


Figura 6.14. Esquema diagramático de montagem da matriz e do sistema de medição na prensa.

Este ensaio foi realizado mantendo-se a mesma carga para as três geometrias, com e sem lubrificante. O atrito não teve efeito sobre o comportamento da curva força vs. deslocamento. Os resultados deste ensaio são mostrados na Figura 6.15. Os equipamentos utilizados foram:

1. Prensa rasini 150 t de capacidade,
2. matriz,
3. célula de carga (tipo anel de 200 t de capacidade),
4. Relógio comparador com extensiômetro,
5. Registrador gráfico XY BBC - série 780.

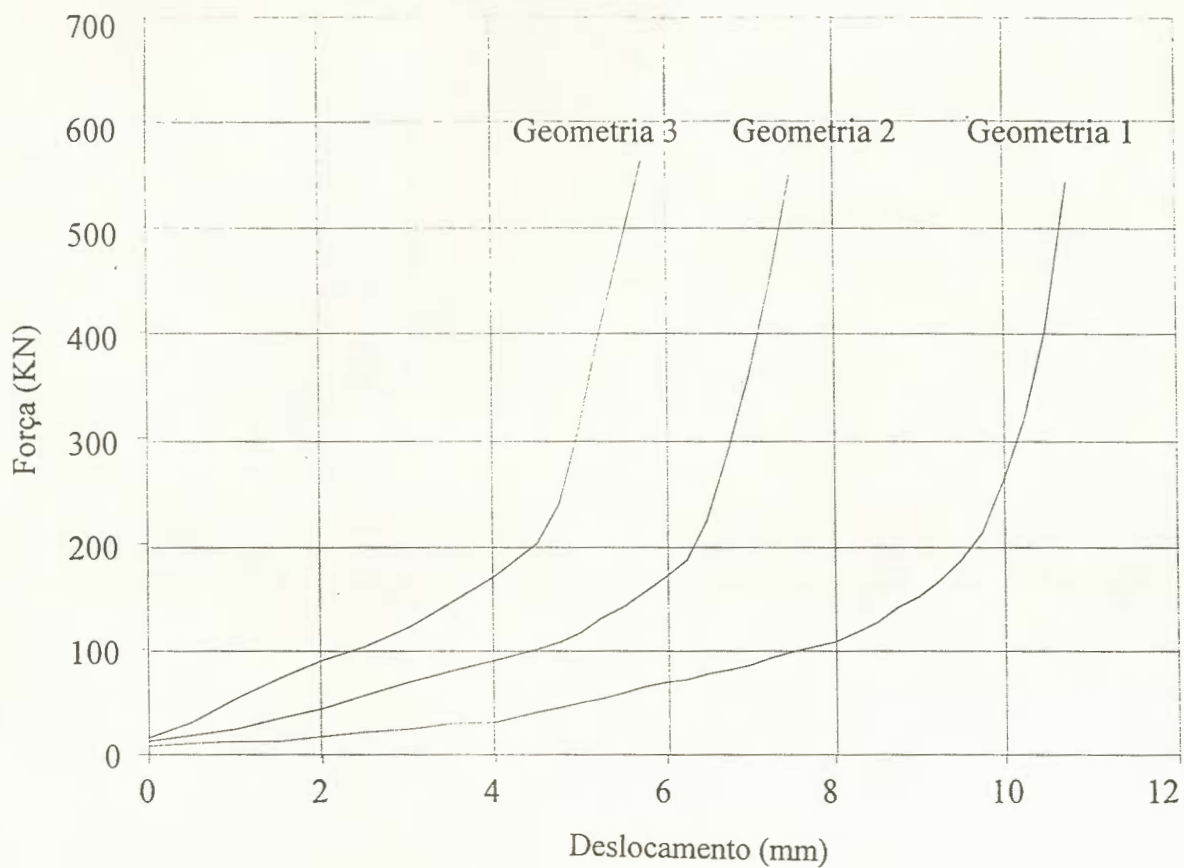


Figura 6.15. Gráfico que mostra o comportamento da força prática de forjamento para as três geometrias com lubrificante.

A Figura 6.16 mostra a evolução prática do escoamento do material dentro da matriz para as geometrias 1, 2 e 3, respectivamente.

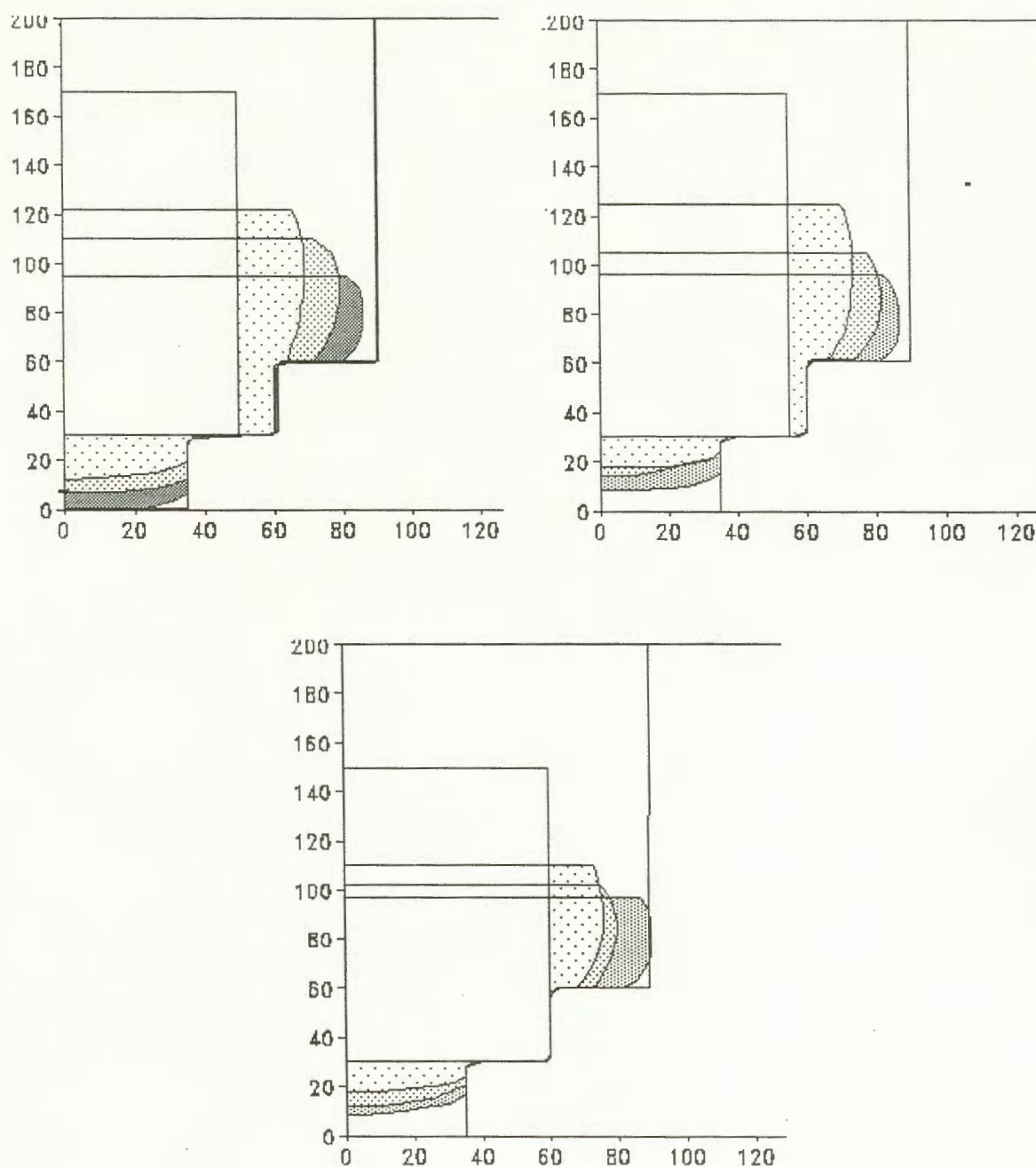


Figura 6.16. Escoamento do aço inoxidável austenítico 304 dentro da cavidade da matriz, em diferentes estágios para as três geometrias, deformado a frio com uma velocidade de deformação $\dot{\varphi} = 0,8 \text{ s}^{-1}$. Ensaio realizado na máquina de ensaios Schenck.

A Figura 6.19 mostra o efeito do lubrificante sobre a forma final nas geometrias 2 e 3, tendo um comportamento igual ao determinado por simulação numérica (elementos finitos).

Na Figura 6.19 observam-se as dimensões das peças forjadas com e sem lubrificante para as geometrias iniciais 2 e 3. O lubrificante permite um preenchimento mais rápido da cavidade do diâmetro superior, o que impossibilita o fácil preenchimento da cavidade do diâmetro inferior.

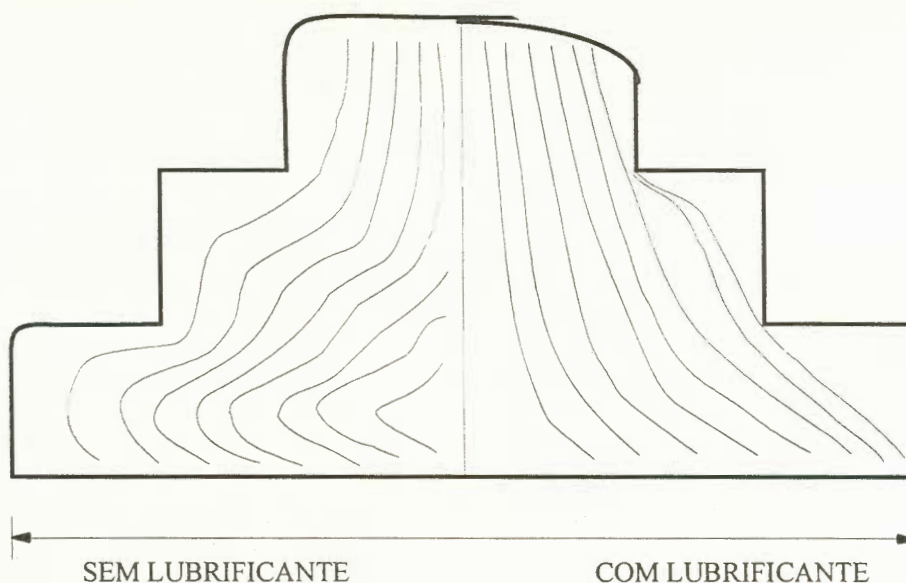


Figura 6.17. Fluxo do material na peça forjada, com e sem lubrificante.

Observando-se a Figura 6.17 nota-se o efeito do lubrificante sobre as linhas de fluxo do material. O fluxo com lubrificante é do tipo extrusão, e o fluxo sem lubrificante apresenta um comportamento do tipo recalque axial e extrusão.

6.7. Defeitos de forjamento

Nos processos de conformação a frio e a morno, os tipos ou classes de defeitos podem ser classificados como segue:

1. Fratura dúctil na superfície ou no interior do produto forjado.
2. Imperfeições de superfície.
3. Imperfeições de escoamento.
4. Mudanças indesejáveis nas propriedades do material (descarbonetação, formação de martensita).

Na prática de forjamento foram observados os seguintes defeitos:

Fratura dúctil - A geometria inicial 10 x 17 apresentou fratura dúctil externa, conforme é mostrado na Figura 6.18. Depois das análises metalográficas das outras geometrias forjadas, estas não apresentaram nenhum tipo de fratura.

Imperfeições de superfície - Devido ao tamanho de grão, as superfícies dos corpos de prova de compressão e tração apresentaram uma superfície rugosa conhecida como "casca de laranja". Já as peças forjadas não apresentaram este tipo de defeito.

Imperfeições de escoamento. Este tipo de defeito pode ser analisado melhor observando-se a Figura 6.16. A geometria 3 (12 x 12) forjada com e sem lubrificante não preencheu a cavidade do diâmetro menor. A geometria 2 (11 x 14; Figura 6.16), forjada com lubrificante, apresentou este tipo de defeito de não preenchimento da cavidade de diâmetro menor. Já a peça forjada sem lubrificante preencheu quase toda a cavidade; esta imperfeição deveu-se ao comportamento de escoamento observado na Figura 6.7.

A geometria 1 (10 x 17) forjada com e sem lubrificante apresentou este defeito devido a:

- provável flambagem da geratriz;
- dificuldade de centralização da geratriz na matriz.

Mudanças nas propriedades físicas do material - Peças forjadas a frio apresentam grande quantidade de martensita induzida por deformação (α'). Já em peças forjadas acima de 100 °C não se observa a presença de martensita induzida por deformação (α'). Nos corpos de prova deformados a 200 °C com velocidades diferentes de deformação não se observou a presença de precipitados.

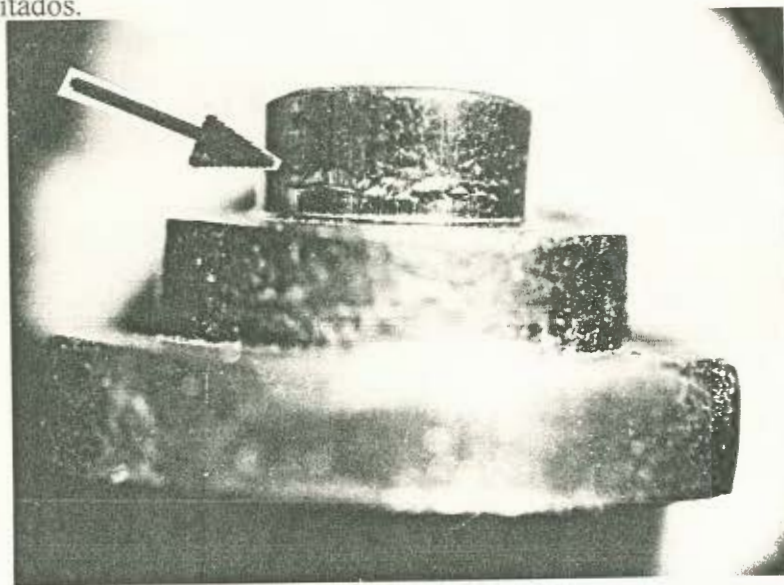


Figura 6.18. Fotografia da peça forjada a frio mostrando defeito de trinca no diâmetro menor, da geometria 1.

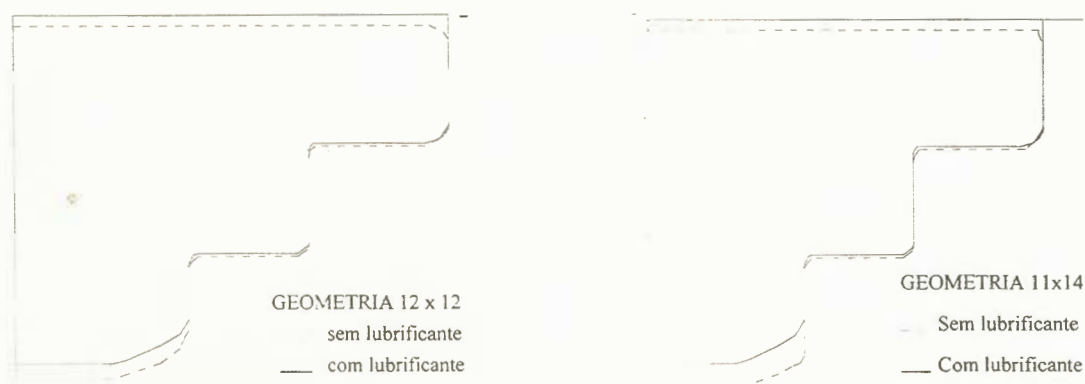


Figura 6.19. Efeito do lubrificante sobre as dimensões finais da peça forjada.

6.9. Análise de microdurezas

A análise das durezas dos diferentes corpos de prova deformados é mostrada nas Figuras 6.20 e 6.21.

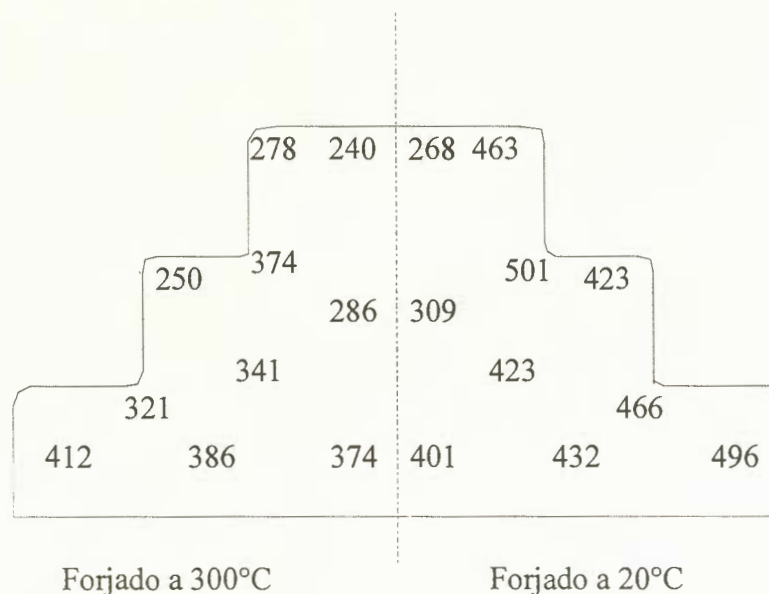


Figura 6.20. Microdurezas HV das peças forjadas a 300 °C e a frio (geometria 3 e sem lubrificante).

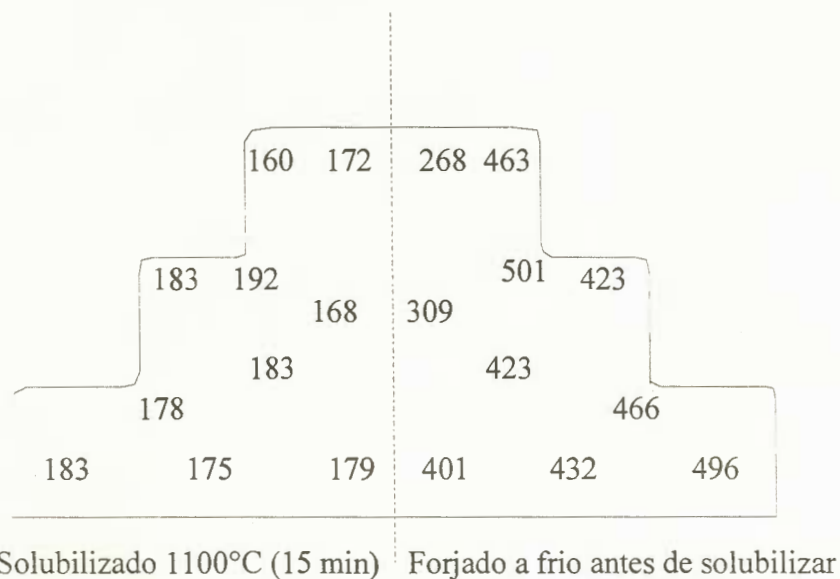


Figura 6.21. Microdurezas HV de uma peça solubilizada a 1.100 °C durante 15 minutos e esfriada rapidamente em água (geometria 3 sem lubrificante).

A peça forjada a frio apresenta durezas altas, especialmente nos lugares de cantos vivos. A peça forjada a 300 °C (Figura 6.20) apresenta uma diminuição da dureza, o que poderia facilitar posteriormente uma operação secundária de usinagem.

A peça deformada a frio e solubilizada (Figura 6.21) apresenta diferenças de dureza; devido a isto o tamanho de grão é variado, sendo mais pequeno nos lugares onde houve deformações grandes.

7. CONCLUSÕES

Observando-se a curva de escoamento da liga ABNT 304 (Fig. 4.3) ou sua expressão matemática (Tabela 4.3):

$$k_f = 1,367\varphi^{0,4059} \text{ (N/mm}^2\text{)}$$

$$k_{f_0} = 230 \text{ (N/mm}^2\text{)}$$

Na conformação a frio, pode-se alertar aos projetistas que as deformações maiores que $\varphi = 1,5$ não são recomendadas devido à tensão de escoamento já próxima de 1.800 N/mm^2 (limite prático máximo que uma ferramenta pode suportar). Essa tensão de escoamento elevada ocorre devido à formação de martensita (ver Figura 2.5).

Em relação ao efeito da velocidade de deformação a frio, observando-se os valores (Tabela 4.3) para a equação

$$k_f = 1,367\varphi^{0,4059} \text{ (N/mm}^2\text{)}$$

$$k_{f_0} = 230 \text{ (N/mm}^2\text{)}$$

ou sua curva de escoamento (Figura 4.4), nota-se que até $\varphi = 0,5$ não há influência da velocidade de deformação. Entretanto, para valores de $\varphi > 0,5$ a tensão de escoamento diminui com o aumento da velocidade de deformação. A razão desta diminuição explica-se devido ao aquecimento adiabático, que provoca a estabilidde da austenita. Essa estabilidade provoca uma diminuição da formação de martensita (ver Figura 2.7) e em conseqüência a diminuição da tensão de escoamento.

Em relação ao possível aquecimento da liga analisada, verifica-se uma forte diminuição da tensão de escoamento à medida que aumenta a temperatura (ver Figuras 4.3 e 4.4). Essa diminuição forte de tensão de escoamento explica-se pela estabilidade da austenita. Acima de 100°C praticamente não ocorre mais a formação de martensita (Figura 2.5).

Entretanto, o aumento de temperatura, apesar de provocar uma tensão de escoamento, provoca instabilidade.

Outro aspecto importante a salientar refere-se ao cuidado de se ter em relação à temperatura, quando o aquecimento é realizado próximo a 200 °C. Verificou-se a ocorrência de envelhecimento dinâmico por deformação, acarretando instabilidade da tensão de escoamento (diminuição da ductibilidade) na faixa da temperatura citada (ver Figura 4.6). Na medição da dureza para material ensaiado a 10 s^{-1} , verificou-se o mesmo fenômeno (Figura 4.11). A dureza manteve-se constante para deformações efetuadas entre 100 e 200 °C. Conclui-se que se deve evitar o forjamento nesta temperatura. A temperaturas maiores, por exemplo 300 °C, não se verifica mais o fenômeno de envelhecimento.

Analisando-se as curvas de escoamento, verifica-se uma diminuição de 40%, aproximadamente, da tensão de escoamento entre a temperatura ambiente e a temperatura de 300 °C (Figuras 5.3 e 5.4). O mesmo fenômeno verificou-se também na simulação quando se observou os vetores de força na matriz de precisão (Figura 6.13). Neste caso, em determinados pontos a redução da força foi maior que 50%. Na análise da força resultante total, a simulação com o programa CAPS - FINEI mostrou uma diferença de 40% no instante de fechamento das matrizes (Figura 6.12).

Na análise do fator de atrito (m), necessário para efetuar qualquer cálculo de simulação, determinou-se o valor de 0,45 (situação sem lubrificante) e 0,25 (com lubrificante) para deformação a frio. A literatura fornece 0,6 para a situação sem lubrificante e 0,30 a 0,45 para situação com lubrificante. A influência das condições de uso de lubrificante ou não pode-se observar nas Figuras 6.7 e 6.9. Há uma nítida tendência de ocorrer extrusão quando o atrito é alto ($m = 0,45$; Figura 6.7b). Este fluxo de material facilita o escoamento para o total preenchimento das cavidades da matriz empregada. Portanto, a quantificação do fator de atrito é muito importante para o preenchimento das cavidades de uma matriz complexa.

Em relação ao efeito sobre a matriz, recomenda-se o forjamento de precisão na temperatura de 300 °C, pois não há alteração de tensão de escoamento do ferramental (Figura 6.1). Como as forças nessa situação são menores, ocorre uma deformação elástica e, conseqüentemente, obtém-se uma precisão dimensional maior da peça.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Realizar ensaios em intervalos de temperaturas de 50 °C e velocidades de deformação de 0,001 até 100 s⁻¹ para construir um mapa de processamento, onde devem ser localizadas as zonas estáveis, velocidades de deformação e temperaturas ótimas, inclusive para determinar as zonas de maior eficiência de trabalhabilidade.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 2.1. JACKSON, R. The Design of Chromium-Nickel Stainless Steel for Cold Forming Operation. **Mechanical Working and Steel Processing**, vol. 8, Metallurgical Society of AIME, 1992. p.423-440.
- 2.2. PECKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. **Handbook of Stainless Steel**. McGraw-Hill Book Company, U.S.A., 1977.
- 2.3. ANTUNES, A. & MONTEIRO, S. Encruamento a Baixas Temperaturas dos Aços Inoxidáveis Austeníticos. **Metallurgia ABM**, vol. 31, n. 210, p.389-314, 1975.
- 2.4. TRYGGVE, A. Formation of Martensita in Austenitic Stainless Steel (Effects of Deformation, Temperature, Composition). **Journal of the Iron and Steel Institute**, p.165-174, 1954.
- 2.5. COLOMBIER, H. **Stainless and Heat Resisting Steel**. Edward Arnold, 1967.
- 2.6. QIU, C. Termodinamic Calculation and Precipitation of carbides in the Fe-Cr-Ni-C System. **Steel Research**, vol. 64, n. 12, p. 618-622, 1993.
- 2.7. SCHRAMM, R.E.; REED, R.P. Stacking Fault Energies of Seven Commercial Austenitic Stainless Steels. **Metallurgical Transactions**, vol. 6A, p. 1345-1351, 1975.
- 2.8. MARTINES, L.; IMAKUMA, G.K.; PADILHA, A.F. Influence of Niobium on Stacking-Fault Energy of All-Austenite Stainless Steels. **Steel Research**, vol. 63, n. 5, p. 221-223, 1992.
- 2.9. HONEYCOMBE, R.W.K.; VAN ASWEGNE, J.S.T.; WARRINGTON, D.H. The Role of Stacking Faults in Precipitation Processes. In: THE RELATION BETWEEN THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF METALS, 15. January. London, National Physical Laboratory, p.380-397. 1963.
- 2.10. KESTENBACH, H.J.; MEYERS, M.A. The Effect of Grain Size on the Shock-Loading Response of 304-Type Stainless Steel. **Metallurgical Transactions**, vol.7A, p.1943-1590, 1976.
- 2.11. DE SOUZA, C. Conformação de aços inoxidáveis a Baixas Temperaturas. **Metallurgia ABM**, vol.34, n. 27, p.389-391, 1978.
- 2.12. SILVA, A.S.; MONTERIO, S.N. Efeito da Transformação de Fases no Encruamento dos Aços Inoxidáveis Austeníticos. **Metallurgia ABM**, vol.33, n. 236, p. 417-421, 1977.
- 2.13. HECKER, S.S.; STOUT, M.G.; STAUDHAMMER, K.P.; SMITH, J.L. Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation Induced Transformation 304 Stainless Steel: Part I. Magnetic Measurements and Mechanical Behavior. **Metallurgical Transactions**, vol. 13A, p. 619-626, 1982.

- 2.14. HECKER, S.S. et al. Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation Induced Transformation 304 Stainless Steel: Part II. Microstructural study. **Metallurgical Transactions**, vol. 13A, p. 627-635, 1982.
- 2.15. SAMUEL, K.G. et al. The Temperature Dependence of the Residual Strength and Ductility of a Type 316 LN Austenitic Stainless Steel after Prior Cold Work by Tension and Swaging. **Journal of Materials Processing Technology**, vol. 38, p.517-526, 1993.
- 2.16. ASM INTERNATIONAL. **Atlas of Stress-Strain Curves**. Ed. Howard E. Boyer, U.S.A., 1987.
- 2.17. MENDES, S.C.P.T.; ALMEIDA, L.H. de; MONTEIRO, S.N. Envelhecimento Dinâmico nos Aços Inoxidáveis ISI 304. **Metalurgia ABM**, vol. 31, n. 209, p. 243-247, 1975.
- 2.18. MONTEIRO, S.N.; REED-HILL, R.E. Efeito do Envelhecimento sobre o Encruamento do Titânio. **Metalurgia ABM**, vol.30, n. 199, p. 415-422, 1974.
- 2.19. SAMUEL, K.; MANNAN, S.L.; RODRIGUEZ, D. Serrated Yielding in AISI 316 Stainless Steel. **Acta Metall.**, vol. 36, n. 8, p.2323-2327, 1988.
- 2.20. BERGSTRÖM, Y.; ROBETS, W. The Application of a Dislocation Model to Dynamical Strain Ageing in alfa-Iron Containing Interstitial Atoms. **Acta Metall.**, vol. 19, p. 815-823, 1971.
- 2.21. SILVEIRA, T.L. da; MONTEIRO, S.N. Salto na Curva de Fluência do Aço Inoxidável Austenítico. **Metalurgia ABM**, vol. 35, n. 261, p. 533-536, 1979.
- 2.22. ALMEIDA, L.H. de; BATISTA ANTUNES, A.E.; MONTEIRO, S.N. Efeito Portevin-le Chatelier em Ligas Austeníticas de Fe-Cr-Ni. **Metalurgia ABM**, vol.31, n. 214, p. 587-592, 1975.
- 2.23. CETLIN, P.R.; REED-HILL, R.E. Estudo do Efeito Portevin-le Chatelier através da Fotoelasticidade por Reflexão. **Metalurgia ABM**, vol. 29, n. 190, p.585-589, 1973.
- 2.24. VENOPOGAL, S.; MANNAN, S.L.; PROSAD, Y.V.R.K. Criteria for Prediction of Flow Instabilities and Microstructural Manifestation During Warm Working of AISI 304L Stainless Steel. **Material Science and Technology**, vol. 9, p. 1021-1030, 1993.
- 2.25. GEGEL, H.L.; MALAS, J.C. Modeling Techniques Used in Forging Design. In: ASM INTERNATIONAL. 9.ed. **Metals Handbook**, vol. 14, p. 417-438. 1988.
- 4.26. GANDHI, C.; RAJ, J.R. An Upper Bound on Strain Rate for Wedge Type Fracture in Nickel During Creep. **Metallurgical Transactions**, vol. 12A, p.515-520, 1981.
- 2.27. SCOTT, J.A.; SPRUIELL, J.E. Grain Refinement of Wrought Austenitic Stainless Steel by Rapid Heating. **Metallurgical Transactions**, vol. 5, p. 255-259, 1974.

- 2.28. REICHEL, U.; GABRIEL, B.; KESTEN, M.; MEIER, B.; DAHL, W. Technological Application of the Martensitic Transformation of some Austenitic Stainless Steel. **Steel Research**, vol. 60, n. 10, p. 464-468, 1989.
- 2.30. LESLIE, W.C. **The Physical Metallurgy of Steels**. McGraw W-Hill International Book Company, 1981.
- 2.31. LAJTIN, M. Y. **Metalografía y Tratamiento Termico de los Metales** [trad. para o espanhol]. 2.ed. Ed. MIR, 1977.
- 2.32. LECROISEY, F.; PINEAU, A. Martensitic Transformations Induced by Plastic Deformation, the Fe-Ni-Cr-C system. **Metallurgical Transactions**, vol. 3, , p. 387-396, 1972.
- 2.33. PIWECKI, M.; MALECKI, P. Influence of Temperature History on Strain-induced Austenite Transformation in 304 Stainless Steel. **Steel Research**, vol. 58, n. 5, p.231-235, 1987.
- 2.34. PIWECKI, M. Influence of Strain-History on Deformation Induced Austenite Transformation in 304 Stainless Steel Sheet. **Steel Research**, vol. 58, n.10, p. 472-476, 1987.
- 2.35. VAN ASWEGEN, J.S.T.; KONEZCOMBE, R.W.K.; WARRINGTON, D.M. Precipitation on SF in Cr-NI Austenitic Steel. **Acta Metall.**, v. 12, 1964.
- 2.36. OLSON, G.B.; COHEN, M. Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation. **Metallurgical Transactions**, vol. 6A, p.791-795, 1975.
- 2.37. NAGASHIMA, T.; OKABE, M.; LIKUBO, T. Effect of Microstructure and Chemical Composition on Cold Workability in Martensitic Stainless Steel. In: ICFG PLENARY MEETING, 26. Setembro, 14. Osaka. p.18.1-18.7. 1993.
- 3.1. KASPAR, R.; ÜLLER, P.M.; PHILLIPP, F.-D.; BACKMANN, G. Hot Stress-Strain Curves of Steel Determined by Different Kinds of Deformation. **Steel Research**, vol. 64, n. 12, p.661-667, 1993.
- 3.2. BECKER, N. Improvement of the Plane Strain Compression Test for Determining Flow Curves. Institut für Umformtrchnik, Universität Stuttgart.
- 3.3. LUDWINGSON, D.C. Modified Steel-Strain Relations for FCC Metal and Alloys. **Metallurgical Transactions**, vol.2, p. 2825-2828, 1971.
- 3.4. STEICHEN, J.M. Mathematical description of the Elevated Temperature Flow Behaviour of 304 Stainless Steel at High Strain Rates. **Journal of Testing and Evaluation ASTM**, p. 520-524, 1973.
- 3.5. SWINDEMAN, R.W. Representation of the High-Temperature Tensile Behavior of Reannealed Type 304 Stainless Steel by the Voce Equation. **Transactions of ASME**, p. 98-106, 1975.

- 3.6. KOCKS, U.F. Laws for Work-Hardening and Low Temperature Creep. **Transactions of ASME**, p.76-85, 1976.
- 3.7. MONTEIRO, S.N. Defeitos Pontuais formados Durante a Deformação Plástica de Ligas C.F.C. Caso do Sistema Ferro Gama-Carbono. **Metalurgia ABM**, vol. 35, n. 257, p.243-247, 1979.
- 3.8. SEMIATIN, S.L.; LAHOTI, G.D. Deformation and Unstable Flow in Hot Torsion of Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo-0.1Si. **Metallurgical Transactions**, vol. 12A, p. 1719-1728, 1981.
- 3.9. MAXWELL, P.C.; GOLDEBERG, A.; SHYNE, J.C. Stress-assisted and Strain-induced Martensitic in Fe-Ni-C alloys. **Metallurgical Transactions**, vol. 5A, p.1305-1318, 1974.
- 3.10. WASILEWSSKI, R.J. On the Nature of the Martensitic Transformation. **Metallurgical Transactions**, vol. 6A, p. 1405-1418, 1975.
- 3.11. ALVAREZ, P.; VERSACI, R.; BLUM, B. Estabilidad de Fases de los Aceros Inoxidables Austeniticos. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 38. São Paulo, julho. **Anais...** vol. 2, p.573-581, 1983.
- 3.12. VATAVUK. J.; PICCILLI, M.R.; CANOVA, E.; BÔRRO JR., A. Estudo da Decomposição da Ferrita σ em Aço Inoxidável Austenítico Contendo Nióbio. **ABM Metalurgia e Materiais**, p. 436-440, 1994.
- 3.13. MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Princípios de Metalurgia Mecânica**. São Paulo, Ed. Edgard Blücher Ltda., 1982.
- 3.14. RISHI, RAKJ, Development of a Processing Map for Use in Warm-forming and Hot-forming Processes. **Metallurgical Transactions**, vol. 12A, p. 1085-1097, 1981.
- 3.15. MATAYA, M.C.; CARR, M.J.; KRAUSS, G. Flow Localization and Shear Band Formation in a Precipitation Strengthened Austenitic Stainless Steel. **Metallurgical Transaction**, vol.13A, p. 1263-1274, 1982.
- 3.16. TIMOTHZ, S.P. The Structure of Adiabatic Shear Bands in Metals: A Critical Review. **Acta Metall.**, vol. 35, n. 2, p. 301-306, 1987.
- 3.17. CHO, K.; CHI, Y.C.; DUFFY, J. Microscopic Observations of Adiabatic Shear Bands in Three Different Steels. **Metallurgical Transactions**, vol. 21A, p. 1161-1175, 1990.
- 3.18. SEMIATIN, S.L.; LAHOTI, G.D. The Occurrence of Shear Bands in Isothermal, Hot Forging. **Metallurgical Transactions**, vol. 13, p. 275-288, 1982.
- 3.19. VASUDEVAN, M.; VENUGOPAL, S.; VENKADESAN, S.; MANNAN, S.L. Flow Localisation Behaviour of AISI 304L Austenitic Stainless Steel in Warm and Hot Working Regions. **Material Science and Technology**, vol. 9, p. 246-252, 1993.

- 3.20. SEMIATIN, S.L.; FREY, N.; WALKER, N.D.; JONAS, J.J. Effect of Deformation Heating and Strain Rate Sensitivity on Flow Localization During the Torsion Testing of 6061 Aluminum. **Acta Metall.**, vol. 34, n.1, p.167-176, 1986.
- 3.21. SEMIATIN, S.L.; HOLBROOK, J.H. Plastic Flow Phenomenology of 304L Stainless Steel. **Metallurgical Transactions**, vol. 14A, p. 1681-1695, 1983.
- 3.22. MATAYA, M.C.; KRAUSS, G. A Test Evaluate Flow Localization During Forging. **J. Applied Metalworking**, vol.2, p.28-37, 1981.
- 3.23. SEMIATIN, S.L.; LAHOTI, G.D. Deformation and Unstable Flow in Hot Forging of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si. **Metallurgical Transactions**, vol. 12A, p. 1705-1717, 1981.
- 3.24. VENUGOPAL, S.; MANNAN, S.L.; PRASAD, Y.V.R.K. Optimization of Hot Workability in Stainless Steel-Type ISI 304L Using Processing Maps. **Metallurgical Transactions**, vol. 23A, p.3093-3103, 1992.
- 3.25. SCHAEFFER, L. **Forjamento (Introdução ao Processo)**. Anotações Internas, UFRGS, Porto Alegre, 1978.
- 3.26. DIETER, J. **Mechanical Metallurgy**. McGraw-Hill Inc., 1961.
- 3.27. ASM INTERNATIONAL. **Metals Handbook**. 9.ed. v. 14.
- 3.28. MALE, A.T.; DEPIERRE, V. The Validity of Mathematical Solution for Determining Friction from the Ring Compression Test. **Journal of Lubrication Technology**, p. 389-397, 1970.
- 3.29. BARTZ, W.J. Standardization and Application of Metal Forming Lucricants. INT SYMP, CENTURY 2 - EMERGING TECHNOL CONF SAN FRANCISCO CALIF. Agosto, 18-19, 1980. ASME, New York, p.1-2.
- 3.30. GOEL, N.C.; SANDEEP, S.; TANGRI, K. A Theoretical Model for the Flow Behavior of Commercial Dual-Phase Steels Containing Metastable Retained Austenite: Part I. Derivation of Flow Curve Equations. **Metallurgical Transactions**, vol.16A, p.2013-2021, 1985.
- 3.31. SANGAL, S.; NARESH, C. G.; TANGRI, K. A Theoretical Model for the Flow Behavior of Commercial Dual-Phase Steels Containing Metastable Retained Austenite: Part II. Calculations of Flow Curves. **Metallurgical Transactions**, vol. 16A, p.2023-2029, 1985.
- 4.1. BORATTO F. J. M., CTLIN P.R. VEADO J.T. Extricação em Ensaio de Tração Aplicado para Zircaloy-4. **Metalurgia**, vol. 31, n. 211, p. 379-383, 1975.

- 4.2. BRITO, A.M.G.; SOARES, S.R.; SCHAEFFER, L. Curvas de Escoamento, Métodos e Aplicações. SEMINÁRIO NACIONAL DE FORJAMENTO, 13. Porto Alegre, Brasil. 1993. Gráfica e Editora NBS Ltda., p.148-182.
- 6.1. DEAN, T.A. Concepts & Practice in Precision Forging. In: SEMINÁRIO NACIONAL DE FORJAMENTO, 9. Porto Alegre, Brasil. Gráfica e Editora NBS Ltda. p. 009. 1988.
- 6.2. DE MESQUITA, N.; DE MELO, I.V. Fatores de Influência sobre as Superfícies das Peças Forjadas. **Máquinas e Metais**, p. 42-49, 1993.
- 6.3. RIBEIRO J. D.; BRITO A. M. G.; AGUIAR P. S. S.; SCHAEFFER L. Projeto de Matrizes com Base na Simulação de Processo e Propriedades de Aços Ferramenta. SEMINÁRIO NACIONAL DE FORJAMENTO, 14. Porto Alegre, Brasil, p. 121-137, 1994.
- 6.4. BRICK, PENSE AND GORDON. **Structure and Properties of Engineering Materials**. Material Science and Engineering Series. McGraw-Hill Book Company, 1977.
- 6.5. MARTINS, P.A. **Modelação Numérica de Processos de Enformação Plástica**. Lisboa, 1991.

Apendice A1

CURVA DE ESCOAMENTO 20 C e vel. def. 0.1 s⁻¹

def	ten.	k*E ⁿ	dKf/dE	
0.000	245.00	0	ERR	
0.004	270.00	146.3	26978	
0.008	280.00	194.1	13960	Regression Output:
0.012	290.00	229	9619.5	Constant 3.136
0.016	300.00	257.5	7448.1	Std Err of Y Est 0.0453
0.020	310.00	282.2	6144.4	R Squared 0.9609
0.025	330.00	304.1	5439.5	No. of Observations 33
0.029	350.00	324	4934.7	Degrees of Freedom 31
0.033	365.00	342.4	4493.6	
0.037	375.00	359.4	4095.2	X Coefficient(s) 0.4059
0.041	380.00	375.4	3727	Std Err of Coef. 0.012646
0.063	420.00	444.5	2717.3	k = 1367.626
0.085	470.00	501.8	2256.1	n = 0.4059
0.107	510.00	551.8	1937.1	
0.130	560.00	596.9	1752.8	
0.153	615.00	638.4	1631.3	
0.177	650.00	677.1	1491.2	
0.201	700.00	713.7	1410.6	
0.227	745.00	748.5	1334.9	
0.252	800.00	782	1287.1	
0.279	845.00	814.2	1230.6	
0.306	900.00	845.6	1194.4	
0.334	940.00	876.1	1143.1	
0.362	975.00	905.9	1091.8	
0.392	*****	935.2	1035.3	
0.423	*****	964	989.53	
0.454	*****	992.5	943.4	
0.486	*****	1021	893	
0.520	*****	1049	851.03	
0.555	*****	1077	810.98	
0.590	*****	1104	773.32	
0.628	*****	1132	737.1	
0.666	*****	1160	700.37	
0.707	*****	1188	666.21	

Apêndice A2

CURVA DE ESCOAMENTO 20 C e vel. def. 10.0 s⁻¹

ten	def	k*E ⁿ	dkf/dE				
202.7	0	77	ERR	Regression Output: Constant 3.1049 Std Err of Y Est 0.0268 R Squared 0.9847 No. of Observations 33 Degrees of Freedom 31 X Coefficient(s) 0.334347 Std Err of Coef. 0.007481 k = 1273.233 n = 0.334347			
232.9	0.004	202.03	19172				
278.4	0.008	254.89	11434				
292.7	0.012	292.1	7997.1				
322.2	0.016	321.81	6588.8				
343.8	0.02	346.97	5613.1				
365.2	0.025	369.04	4958.8				
378.9	0.029	388.82	4400.2				
400	0.033	406.86	4055.9				
413.3	0.037	423.5	3718.1				
419.1	0.041	438.99	3385.9				
461.7	0.063	504.51	2460.3				
502.1	0.085	557.45	1985.2				
540.3	0.107	602.84	1690.3				
583.1	0.13	643.13	1503.5				
630.2	0.153	679.73	1377				
674.5	0.177	713.53	1274.6				
722.4	0.201	745.14	1199.1				
767.1	0.227	774.99	1132.2				
814.8	0.252	803.39	1079.9				
853.2	0.279	830.61	1023.5				
899.9	0.306	856.83	983.75				
931.8	0.334	882.22	933.36				
976.8	0.362	906.89	901				
1002	0.392	930.98	854.47				
1029	0.423	954.56	814.34				
1043	0.454	977.73	768.08				
1063	0.486	1000.6	731.01				
1057	0.52	1023.1	679.86				
1076	0.555	1045.4	648.81				
1074	0.59	1067.6	608.09				
1078	0.628	1089.7	573.98				
1078	0.666	1111.7	540.95				
1084	0.707	1133.7	512.63				
0	0.8	1181.7	0				

Apendice A3

CURVA DE ESCOAMENTO 20 C vel. def. 0.1 s⁻¹

0	0	77		
119.4	0.004	139.5	11272	Regression Output:
178.4	0.008	181.4	8403	
236.9	0.012	211.6	7424.2	Constant
280.2	0.016	236.2	6572.1	Std Err of Y Est
286.4	0.02	257.2	5363.2	R Squared
299.8	0.024	275.7	4669.8	No. of Observations
308.8	0.028	292.5	4114	Degrees of Freedom
319.1	0.033	307.9	3712.6	
325.1	0.037	322.2	3354.2	X Coefficient(s)
330.9	0.041	335.6	3066.7	Std Err of Coef.
366.3	0.062	392.8	2239.5	k =
399.8	0.083	439.7	1814.2	n =
431.6	0.105	480.4	1549.8	
468.2	0.128	516.8	1385.6	
489.7	0.151	550.2	1228.5	
528.7	0.174	581.2	1147.3	
565.3	0.198	610.4	1077.7	
599.4	0.223	638.1	1016.4	
637.1	0.248	664.6	970.07	
672	0.274	690.1	926.39	
709.7	0.301	714.7	891.8	
739.1	0.329	738.6	851.24	
776.3	0.357	762	823.44	
815.2	0.386	784.9	799.77	
840.7	0.416	807.3	765.5	
863.2	0.446	829.4	731.78	
895.7	0.478	851.3	708.89	
912.7	0.511	872.9	675.95	
938.7	0.545	894.4	652	
956.7	0.58	915.8	624.27	
979.2	0.616	937.1	601.23	
997.5	0.654	958.4	577.11	
1004	0.7	983.4	542.69	

Apendice A4

CURVA DE ESCOAMENTO 100 C vel./p def 10.0 s⁻¹

ten	def	k*E ⁿ	dkf/dE				
179.8	0	77		Regression Output: Constant 3.0215 Std Err of Y Est 0.0362 R Squared 0.9615 No. of Observations 33 Degrees of Freedom 31 X Coefficient(s) 0.28162 Std Err of Coef. 0.010119 k = 1050.849 n = 0.28162			
283.5	0.004	221.2	20183.8				
297.2	0.008	269.1	10558.9				
310.8	0.012	301.8	7346.36				
339	0.016	327.4	5997.76				
347.8	0.02	348.9	4914.01				
350.8	0.024	367.5	4121.39				
363.9	0.028	384	3657.14				
376.9	0.032	398.9	3307.41				
389.7	0.036	412.6	3034.04				
402.4	0.04	425.3	2814.11				
422.1	0.061	478.1	1947.47				
461.1	0.082	520	1579.17				
484.6	0.104	555.4	1313.59				
519.8	0.126	586.4	1161.31				
552.7	0.149	614.4	1046.96				
589.9	0.172	639.9	966.693				
624.6	0.196	663.7	899.455				
656.9	0.22	685.9	841.431				
698.4	0.245	707	803.587				
731.2	0.27	727	761.844				
766.8	0.296	746.2	728.31				
799.3	0.323	764.7	696.051				
834	0.351	782.5	669.076				
860.3	0.379	799.9	638.466				
883.6	0.409	816.8	608.786				
899.1	0.439	833.3	576.9				
911.9	0.47	849.6	546.379				
926.3	0.502	865.5	519.579				
933.5	0.535	881.2	491.152				
937.9	0.57	896.8	463.759				
943.6	0.605	912.2	439.182				
946.2	0.642	927.5	415.147				
945.8	0.68	942.7	391.647				

Apendice A5

CURVA DE ESCOAMENTO 200 C veld. def. 0.1 s⁻¹

ten	def	k*E ⁿ	dkf/dE	
0	0	77		
134.1	0.004	151.1	11045.7	
218.5	0.008	190.1	8983.01	Regression Output:
229.7	0.012	217.4	6283.2	Constant 2.9707
264.9	0.016	239.3	5423.39	Std Err of Y Est 0.0252
275.9	0.02	257.7	4508.32	R Squared 0.9859
280.7	0.024	273.9	3815.16	No. of Observations 32
291.5	0.028	288.4	3388.38	Degrees of Freedom 30
299.7	0.033	301.6	3042.8	
309.1	0.037	313.8	2783.62	X Coefficient(s) 0.330167
317.2	0.041	325.1	2565.73	Std Err of Coef. 0.007214
350.9	0.062	373	1872.32	k = 934.6827
382.8	0.083	411.6	1515.89	n = 0.330167
407.5	0.105	444.6	1277.14	
441.6	0.128	473.9	1140.49	
468.4	0.151	500.5	1025.33	
493.5	0.174	525.1	934.46	
521.9	0.198	548	868.23	
543.4	0.223	569.6	804.024	
577.5	0.248	590.2	767.471	
595.3	0.274	609.9	716.179	
624.9	0.301	628.9	685.225	
643.3	0.329	647.2	646.525	
685.4	0.357	665	634.433	
690.8	0.386	682.4	591.358	
718.9	0.416	699.4	571.238	
736.3	0.446	716.1	544.708	
758.8	0.478	732.5	524.085	
778.4	0.511	748.8	503.101	
795	0.545	764.8	481.879	
815.6	0.58	780.7	464.423	
832.7	0.616	796.6	446.193	
846.4	0.654	812.4	427.363	
862.8	0.693	828.2	410.993	
	0.7	830.8	0	

Apêndice A6

CURVA DE ESCOAMENTO 200 C vel. def. 10.0 s⁻¹

ten	def	k·E ⁿ	dkf/dE	
101.9	0	0	ERR	
126.8	0.004	136	11221.9	
176.9	0.008	173.4	7808.71	Regression Output:
201.3	0.012	200	5914.04	Constant 2.9744
225.6	0.016	221.3	4960.13	Std Err of Y Est 0.0125
249.6	0.02	239.5	4382.53	R Squared 0.9969
261.1	0.024	255.5	3811.6	No. of Observations 33
284.8	0.028	269.8	3556.59	Degrees of Freedom 31
295.9	0.032	282.9	3227.6	X Coefficient(s) 0.349957
300.9	0.036	295	2910.89	Std Err of Coef. 0.003508
305.8	0.04	306.3	2656.91	k = 942.6761
341.4	0.061	354.3	1957.51	n = 0.349957
375.3	0.082	393.3	1597.03	
413.2	0.104	426.8	1391.61	
437.8	0.126	456.6	1215.53	
466.4	0.149	483.8	1097.76	
493.2	0.172	509	1004.44	
523.6	0.196	532.5	936.899	
541.7	0.22	554.8	862.181	
573.2	0.245	576	819.573	
592.8	0.27	596.4	767.477	
620	0.296	616	731.836	
645	0.323	635	698.005	
663.3	0.351	653.5	661.229	
679.5	0.379	671.6	626.666	
702.3	0.409	689.3	601.228	
722.4	0.439	706.7	576.021	
740.1	0.47	723.8	551.078	
755.3	0.502	740.7	526.427	
767.9	0.535	757.5	502.092	
778.1	0.57	774.1	478.091	
789.2	0.605	790.7	456.455	
804.2	0.642	807.2	438.473	
806.3	0.68	823.7	414.908	
	0.8	871.9	0	

Apendice A7

CURVA DE ESCOAMENTO 300 C vel. def 0.1 s⁻¹

ten	def	k*E ⁿ	dkf/dE				
101.2	0	0		Regression Output:			
126	0.004	124	10645.4				
150.6	0.008	157	6348.84	Constant		2.9054	
187.5	0.012	180.2	5258.75	Std Err of Y Est		0.0127	
211.6	0.016	198.8	4442.84	R Squared		0.9966	
223.1	0.02	214.5	3740.44	No. of Observations		33	
234.6	0.024	228.4	3270.11	Degrees of Freedom		31	
239.7	0.028	240.8	2859.07				
251	0.033	252.1	2613.79	X Coefficient(s)	0.338675		
256.1	0.037	262.5	2365.33	Std Err of Coef.	0.003543		
261.1	0.041	272.2	2165.96	k =	804.2723		
297.2	0.062	313.4	1626.99	n =	0.338675		
325.8	0.083	346.7	1323.46				
358.6	0.105	375.3	1152.68				
389.6	0.128	400.7	1032.15				
413.4	0.151	423.8	928.216				
440.9	0.174	445.1	856.508				
466.7	0.198	465.1	796.54				
495.8	0.223	483.9	752.551				
513	0.248	501.9	699.316				
528.7	0.274	519.1	652.481				
542.9	0.301	535.6	610.627				
564.6	0.329	551.7	582.127				
579.9	0.357	567.2	550.682				
593.5	0.386	582.5	521.177				
609.4	0.416	597.3	496.723				
619.3	0.446	612	469.96				
631.3	0.478	626.4	447.261				
645.1	0.511	640.6	427.693				
656.6	0.545	654.7	408.231				
665.8	0.58	668.7	388.918				
676.2	0.616	682.6	371.665				
687.3	0.654	696.5	355.979				
702	0.693	710.4	343.006				
	0.8	745.7	0				

Apendice A8

CURVA DE ESCOAMENTO 300 C vel. def. 10.0 s⁻¹

ten	def	k*E ⁿ	dkf/dE				
101.9	0	0		Regression Output:			
139.5	0.004	147.4	10740.5				
189.5	0.008	182.7	7278.98	Constant		2.9083	
226.4	0.012	207.2	5788.02	Std Err of Y Est		0.0163	
238.1	0.016	226.6	4554.4	R Squared		0.9933	
249.6	0.02	242.9	3811.95	No. of Observations		33	
261	0.024	257.1	3315.08	Degrees of Freedom		31	
272.3	0.028	269.8	2958.55				
277.3	0.033	281.3	2631.27	X Coefficient(s)	0.308577		
282.3	0.037	291.9	2376.11	Std Err of Coef.	0.004542		
287.3	0.041	301.7	2171.43	k =	809.5999		
317.2	0.062	343.1	1581.82	n =	0.308577		
351.4	0.083	376.1	1300.59				
385.1	0.105	404.3	1127.73				
414.6	0.128	429.1	1000.78				
443.5	0.151	451.6	907.375				
470.6	0.174	472.3	832.918				
496	0.198	491.5	771.178				
519.5	0.223	509.6	718.417				
541.3	0.248	526.8	672.253				
561.3	0.274	543.2	631.102				
584.2	0.301	559	598.695				
586.7	0.329	574.2	551.153				
606.1	0.357	589	524.366				
619.1	0.386	603.4	495.345				
630.3	0.416	617.4	468.078				
643.8	0.446	631.2	445.137				
651.3	0.478	644.7	420.422				
657	0.511	658	396.897				
672.1	0.545	671.2	380.707				
681	0.58	684.3	362.41				
687.6	0.616	697.2	344.336				
688.6	0.654	710.1	324.944				
700.3	0.693	723	311.772				

Apendice B1 e B2

T = 20 C

T = 100 C

def	w 1	w 2	csevd	def	w 1	w 2	csevd
0.00406	23198.1	19172.1	-0.0414	0.00401	11271.8	20183.8	0.12651
0.00814	12004.2	11433.7	-0.0106	0.00803	8402.96	10558.9	0.04959
0.01224	8271.67	7997.14	-0.0073	0.01207	7424.19	7346.36	-0.0023
0.01635	6404.52	6588.84	0.00616	0.01613	6572.08	5997.76	-0.0199
0.02048	5283.52	5613.05	0.01314	0.0202	5363.19	4914.01	-0.019
0.02463	4677.32	4958.76	0.01269	0.02429	4669.82	4121.39	-0.0271
0.02879	4243.31	4400.19	0.00788	0.0284	4114	3657.14	-0.0256
0.03297	3863.97	4055.94	0.01053	0.03252	3712.59	3307.41	-0.0251
0.03717	3521.39	3718.1	0.0118	0.03666	3354.22	3034.04	-0.0218
0.04139	3204.78	3385.9	0.01194	0.04082	3066.74	2814.11	-0.0187
0.06274	2336.56	2460.34	0.01121	0.06188	2239.52	1947.47	-0.0303
0.08456	1940.02	1985.15	0.00499	0.08338	1814.21	1579.17	-0.0301
0.10686	1665.72	1690.3	0.00318	0.10536	1549.84	1313.59	-0.0359
0.12968	1507.24	1503.47	-0.0005	0.12783	1385.6	1161.31	-0.0383
0.15303	1402.73	1376.96	-0.004	0.15082	1228.53	1046.96	-0.0347
0.17693	1282.24	1274.6	-0.0013	0.17435	1147.28	966.693	-0.0372
0.20142	1212.98	1199.07	-0.0025	0.19845	1077.68	899.455	-0.0393
0.22653	1147.88	1132.23	-0.003	0.22314	1016.36	841.431	-0.041
0.25228	1106.8	1079.88	-0.0053	0.24846	970.073	803.587	-0.0409
0.27871	1058.18	1023.48	-0.0072	0.27444	926.393	761.844	-0.0425
0.30586	1027.01	983.755	-0.0093	0.30111	891.797	728.31	-0.044
0.33377	982.962	933.359	-0.0112	0.3285	851.245	696.051	-0.0437
0.36248	938.809	900.995	-0.0089	0.35667	823.435	669.076	-0.0451
0.39204	890.282	854.471	-0.0089	0.38566	799.767	638.466	-0.0489
0.4225	850.883	814.339	-0.0095	0.41552	765.505	608.786	-0.0497
0.45392	811.215	768.084	-0.0119	0.44629	731.78	576.9	-0.0516
0.48635	767.879	731.009	-0.0107	0.47804	708.893	546.379	-0.0565
0.51988	731.792	679.861	-0.016	0.51083	675.953	519.579	-0.0571
0.55456	697.35	648.806	-0.0157	0.54473	651.996	491.152	-0.0615
0.59049	664.964	608.09	-0.0194	0.57982	624.271	463.759	-0.0645
0.62776	633.824	573.98	-0.0215	0.61619	601.228	439.182	-0.0682
0.66648	602.243	540.951	-0.0233	0.65393	577.107	415.147	-0.0715
0.70675	572.863	512.633	-0.0241	0.7	542.686	391.647	-0.0708

Apendice B2 eB3

T= 200 C

T = 300 C

w7	w 1	w 2	csevd	def	w 1	w 2	csevd
0.00	11045.7	11221.9	0.00344	0.00	10645.4	10740.5	0.00193
*****	8983.01	7808.71	-0.0304	*****	6348.84	7278.98	0.02969
0.01	6283.2	5914.04	-0.0131	0.01	5258.75	5788.02	0.02082
0.02	5423.39	4960.13	-0.0194	0.02	4442.84	4554.4	0.00539
0.02	4508.32	4382.53	-0.0061	0.02	3740.44	3811.95	0.00411
0.02	3815.16	3811.6	-0.0002	0.02	3270.11	3315.08	0.00297
0.03	3388.38	3556.59	0.01052	0.03	2859.07	2958.55	0.00743
0.03	3042.8	3227.6	0.0128	0.03	2613.79	2631.27	0.00145
0.04	2783.62	2910.89	0.00971	0.04	2365.33	2376.11	0.00099
0.04	2565.73	2656.91	0.00758	0.04	2165.96	2171.43	0.00055
0.06	1872.32	1957.51	0.00966	0.06	1626.99	1581.82	-0.0061
0.08	1515.89	1597.03	0.01132	0.08	1323.46	1300.59	-0.0038
0.11	1277.14	1391.61	0.01864	0.11	1152.68	1127.73	-0.0048
0.13	1140.49	1215.53	0.01384	0.13	1032.15	1000.78	-0.0067
0.15	1025.33	1097.76	0.01482	0.15	928.216	907.375	-0.0049
0.17	934.46	1004.44	0.01568	0.17	856.508	832.918	-0.0061
0.2	868.23	936.899	0.01653	0.2	796.54	771.178	-0.007
0.22	804.024	862.181	0.01516	0.22	752.551	718.417	-0.0101
0.25	767.471	819.573	0.01426	0.25	699.316	672.253	-0.0086
0.27	716.179	767.477	0.01502	0.27	652.481	631.102	-0.0072
0.3	685.225	731.836	0.01429	0.3	610.627	598.695	-0.0043
0.33	646.525	698.005	0.01664	0.33	582.127	551.153	-0.0119
0.36	634.433	661.229	0.00898	0.36	550.682	524.366	-0.0106
0.39	591.358	626.666	0.01259	0.39	521.177	495.345	-0.011
0.42	571.238	601.228	0.01111	0.42	496.723	468.078	-0.0129
0.45	544.708	576.021	0.01214	0.45	469.96	445.137	-0.0118
0.48	524.085	551.078	0.01091	0.48	447.261	420.422	-0.0134
0.51	503.101	526.427	0.00984	0.51	427.693	396.897	-0.0162
0.54	481.879	502.092	0.00892	0.54	408.231	380.707	-0.0152
0.58	464.423	478.091	0.0063	0.58	388.918	362.41	-0.0153
0.62	446.193	456.455	0.00494	0.62	371.665	344.336	-0.0166
0.65	427.363	438.473	0.00557	0.65	355.979	324.944	-0.0198
0.69	410.9928	414.9078	0.002059	0.69	343.006	311.772	-0.0207

Apendice A1

Valores de sensibilidade a deformação (20 C)

def	ten1	ten2	m	$\Delta K_t / \Delta \ln \dot{\epsilon}$	$\Delta K_t / \Delta \ln \dot{\epsilon}$
0.00406	245.00	202.691	-0.0412		
0.00814	270.00	232.939	-0.0321	-8.6564	-7.4682
0.01224	280.00	278.404	-0.0012	-0.3475	-0.3455
0.01635	290.00	292.686	0.002	0.58065	0.58603
0.02048	300.00	322.186	0.01549	4.64776	4.99147
0.02463	310.00	343.796	0.02247	6.96552	7.72489
0.02879	330.00	365.219	0.02202	7.26644	8.04194
0.03297	350.00	378.877	0.01722	6.02528	6.5224
0.03717	365.00	399.957	0.01986	7.24895	7.9432
0.04139	375.00	413.334	0.02114	7.9257	8.7359
0.04139	380.00	419.103	0.02127	8.08214	8.91382
0.06274	420.00	461.669	0.02054	8.62702	9.48291
0.08456	470.00	502.051	0.01432	6.73273	7.19186
0.10686	510.00	540.25	0.01251	6.38137	6.75988
0.12968	560.00	583.128	0.00879	4.92114	5.12438
0.15303	615.00	630.214	0.00531	3.26353	3.34427
0.17693	650.00	674.495	0.00803	5.22115	5.4179
0.20142	700.00	722.361	0.00683	4.77966	4.93235
0.22653	745.00	767.109	0.00635	4.73103	4.87143
0.25228	800.00	814.819	0.00399	3.18854	3.2476
0.27871	845.00	853.175	0.00209	1.7666	1.78369
0.30586	900.00	899.95	-1.2E-05	-0.0109	-0.0109
0.33377	940.00	931.757	-0.0019	-1.7979	-1.7821
0.36248	975.00	976.817	0.0004	0.39409	0.39482
0.39204	1000.00	1001.92	0.00042	0.41632	0.41712
0.4225	1030.00	1029.05	-0.0002	-0.2067	-0.2065
0.45392	1055.00	1042.77	-0.0025	-2.6714	-2.6404
0.48635	1070.00	1063.35	-0.0014	-1.4485	-1.4395
0.51988	1090.00	1057.11	-0.0067	-7.2512	-7.0324
0.55456	1108.00	1076.14	-0.0063	-7.0208	-6.8189
0.59049	1125.00	1073.95	-0.0101	-11.344	-10.829
0.62776	1140.00	1077.69	-0.0122	-13.913	-13.153
0.66648	1150.00	1078.32	-0.014	-16.072	-15.07

Apendice 52

Valores de sensibilidade a velocidade de deformação (100 C)
0,1 s⁻¹ 10 s⁻¹

def	ten 1	ten2	m	$\Delta k_f / \Delta m \dot{\epsilon}$	$\Delta k_f / \Delta m \dot{\epsilon}$
0	0	179.762	ERR	ERR	
0.00401	119.41	283.47	0.18773	22.4172	53.2167
0.00803	178.396	297.175	0.11081	19.7687	32.9311
0.01207	236.902	310.758	0.05893	13.9599	18.3121
0.01613	280.182	338.958	0.04135	11.5862	14.0167
0.0202	286.386	347.834	0.04221	12.0884	14.6821
0.02429	299.844	350.78	0.03407	10.2156	11.9509
0.0284	308.812	363.877	0.03563	11.0032	12.9652
0.03252	319.146	376.853	0.03609	11.5184	13.6012
0.03666	325.051	389.708	0.03939	12.8051	15.3522
0.04082	330.895	402.441	0.04251	14.065	17.1061
0.06188	366.263	422.077	0.0308	11.2808	12.9999
0.08338	399.832	461.147	0.03098	12.3873	14.2869
0.10536	431.603	484.63	0.02516	10.8605	12.1948
0.12783	468.169	519.752	0.0227	10.626	11.7968
0.15082	489.749	552.749	0.02628	12.8693	14.5248
0.17435	528.713	589.896	0.02378	12.5716	14.0264
0.19845	565.28	624.614	0.02167	12.252	13.538
0.22314	599.448	656.902	0.01987	11.9138	13.0557
0.24846	637.063	698.402	0.01996	12.7166	13.941
0.27444	671.981	731.196	0.01834	12.323	13.4089
0.30111	709.747	766.774	0.01678	11.911	12.8681
0.3285	739.119	799.316	0.017	12.5664	13.5898
0.35667	776.285	834.033	0.01558	12.0953	12.9951
0.38566	815.249	860.35	0.01169	9.53212	10.0594
0.41552	840.726	883.63	0.01081	9.08653	9.55023
0.44629	863.205	899.116	0.00885	7.6401	7.95795
0.47804	895.695	911.87	0.00389	3.48085	3.54371
0.51083	912.66	926.344	0.00323	2.94937	2.9936
0.54473	938.736	933.479	-0.0012	-1.1446	-1.1382
0.57982	956.719	937.882	-0.0043	-4.1311	-4.0498
0.61619	979.198	943.551	-0.0081	-7.8852	-7.5982
0.65393	997.482	946.182	-0.0115	-11.436	-10.848
0.7	1004.08	945.777	-0.013	-13.042	-12.284

Apendice 03

Valores de sensivildade avelocidade de deformação (200 C)
0.1 s⁻¹ 10 s⁻¹

def	ten 1	ten 2	m	$\Delta K_t / \Delta \ln \dot{\epsilon}$	$\Delta K_t / \Delta \ln \dot{\epsilon}$
0	0	101.865	ERR		
0.00401	134.088	126.829	-0.0121	-1.6204	-1.5327
0.00803	218.535	176.857	-0.0459	-10.041	-8.1264
0.01207	229.745	201.318	-0.0287	-6.5895	-5.7742
0.01613	264.944	225.578	-0.0349	-9.2541	-7.8791
0.0202	275.861	249.637	-0.0217	-5.9835	-5.4147
0.02429	280.708	261.064	-0.0158	-4.4222	-4.1128
0.0284	291.453	284.771	-0.005	-1.468	-1.4343
0.03252	299.731	295.946	-0.0028	-0.8273	-0.8168
0.03666	309.111	300.88	-0.0059	-1.8116	-1.7634
0.04082	317.228	305.764	-0.008	-2.5355	-2.4439
0.06188	350.884	341.408	-0.0059	-2.086	-2.0297
0.08338	382.828	375.294	-0.0043	-1.6523	-1.6198
0.10536	407.55	413.158	0.00297	1.20952	1.22617
0.12783	441.573	437.787	-0.0019	-0.8258	-0.8187
0.15082	468.376	466.394	-0.0009	-0.4313	-0.4294
0.17435	493.466	493.243	-9.8E-05	-0.0484	-0.0483
0.19845	521.86	523.568	0.00071	0.37041	0.37162
0.22314	543.4	541.663	-0.0007	-0.3778	-0.3766
0.24846	577.546	573.202	-0.0016	-0.9467	-0.9396
0.27444	595.292	592.763	-0.0009	-0.5503	-0.548
0.30111	624.91	620.03	-0.0017	-1.0637	-1.0554
0.3285	643.268	645.036	0.0006	0.38343	0.38448
0.35667	685.369	663.298	-0.0071	-4.8715	-4.7146
0.38566	690.754	679.55	-0.0036	-2.453	-2.4132
0.41552	718.903	702.251	-0.0051	-3.6584	-3.5737
0.44629	736.282	722.44	-0.0041	-3.0343	-2.9773
0.47804	758.801	740.116	-0.0054	-4.1083	-4.0071
0.51083	778.383	755.278	-0.0065	-5.0931	-4.942
0.54473	795.028	767.928	-0.0075	-5.9874	-5.7833
0.57982	815.589	778.064	-0.0102	-8.3419	-7.958
0.61619	832.723	789.164	-0.0117	-9.7152	-9.207
0.65393	846.431	804.201	-0.0111	-9.4068	-8.9375
0.69315	862.831	806.295	-0.0147	-12.697	-11.865

Apendice 04

Valores de sensibilidade a velocidade de deformação

0.1 s⁻¹ 10 s⁻¹

def	ten 1	ten 2	m	$\Delta K_t / \Delta \ln \dot{\epsilon}$	$\Delta K_t / \Delta \ln \dot{\epsilon}$
0	101.191	101.865	0.00144	0.146	0.14698
0.00401	125.983	139.505	0.02214	2.78915	3.08852
0.00803	150.572	189.47	0.0499	7.51322	9.45413
0.01207	187.456	226.447	0.04103	7.69197	9.2919
0.01613	211.59	238.059	0.0256	5.41568	6.09318
0.0202	223.126	249.57	0.02432	5.42677	6.06995
0.02429	234.56	260.979	0.02318	5.4361	6.04837
0.0284	239.746	272.286	0.02764	6.62584	7.52514
0.03252	251.004	277.329	0.02166	5.43603	6.00615
0.03666	256.063	282.32	0.0212	5.4278	5.98437
0.04082	261.072	287.26	0.02076	5.41922	5.96282
0.06188	297.248	317.183	0.0141	4.18994	4.47095
0.08338	325.834	351.436	0.01642	5.35165	5.77214
0.10536	358.595	385.051	0.01546	5.54288	5.95182
0.12783	389.585	414.592	0.01351	5.26316	5.60101
0.15082	413.364	443.497	0.01528	6.31561	6.77599
0.17435	440.939	470.618	0.01415	6.23714	6.65696
0.19845	466.743	495.957	0.01318	6.15325	6.5384
0.22314	495.835	519.514	0.01013	5.02275	5.26262
0.24846	513.037	541.287	0.01164	5.97146	6.30027
0.27444	528.722	561.278	0.01298	6.86043	7.28287
0.30111	542.889	584.198	0.01592	8.64533	9.30318
0.3285	564.645	586.745	0.00834	4.70744	4.89168
0.35667	579.95	606.099	0.00958	5.55398	5.8044
0.38566	593.484	619.087	0.00917	5.44303	5.67785
0.41552	609.422	630.292	0.00731	4.45612	4.60873
0.44629	619.288	643.789	0.00843	5.21792	5.42436
0.47804	631.304	651.302	0.00677	4.27511	4.41054
0.51083	645.091	657.032	0.00398	2.56915	2.6167
0.54473	656.602	672.057	0.00505	3.31717	3.39525
0.57982	665.835	680.97	0.00488	3.24968	3.32355
0.61619	676.208	687.592	0.00363	2.45142	2.49269
0.65393	687.339	688.61	0.0004	0.27588	0.27639
0.69315	702.011	700.325	-0.0005	-0.3667	-0.3658