

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Tese de Doutorado

**“Aspectos do Encruamento de Metais
Previamente Deformados a Frio”**

Autor: Elaine Carballo Siqueira Corrêa

Orientador: Paulo Roberto Cetlin

Outubro/2004

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Elaine Carballo Siqueira Corrêa

**ASPECTOS DO ENCRUAMENTO DE METAIS
PREVIAMENTE DEFORMADOS A FRIO**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de
Minas Gerais

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação
Orientador: Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2004

SUMÁRIO

Lista de Figuras	
Lista de Tabelas	
Lista de Notações	
Resumo	
Abstract	

1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	2
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
3.1. Encruamento de Metais	3
3.1.1. Aspectos Mecânicos e Macroscópicos Gerais do Encruamento de Metais ..	3
3.1.2. Aspectos Micro e Subestruturais do Encruamento de Metais: Teorias	4
3.1.3. Aspectos Micro e Subestruturais do Encruamento de Metais: Morfologia ..	7
3.1.4. Caminho de Deformação x Encruamento de Metais	12
3.1.4.1. Deformação em dois estágios	13
3.1.4.2. Deformação cíclica	22
3.2. Trefilação de Barras	29
3.2.1. Aspectos Gerais do Processo	29
3.2.2. A Deformação Plástica no Processo de Trefilação	32
3.2.2.1. Análise da deformação através de métodos experimentais	35
3.2.2.2. Análise da deformação através de métodos teóricos	45
3.2.2.3. Análise da deformação através de métodos numéricos	48
3.2.3. A Tensão no Processo de Trefilação	51
3.2.4. Previsão do Comportamento Mecânico do Metal Trefilado	57
4. METODOLOGIA	61
4.1. Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido	61
4.2. Procedimento Experimental	63
4.3. Materiais	63
4.3.1. Caracterização dos Materiais	64
4.4. Corpos de Prova	66
4.4.1. Trefilação	66
4.4.2. Ensaio de Tração	69
4.4.3. Visioplaticidade	72

4.5. Trefilação	74
4.6. Ensaio de Tração	76
4.6.1. Ensaio de Tração das Camadas	78
4.7. Visioplaticidade	81
4.7.1. Cálculo da Deformação na Barra Trefilada	84
4.8. Microscopia Eletrônica de Transmissão	90
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	91
5.1. Caracterização dos Materiais	91
5.1.1. Aço Inoxidável AISI 304	91
5.1.2. Aço Inoxidável AISI 420	93
5.1.3. Cobre	94
5.1.4. Alumínio	96
5.2. Comportamento Mecânico dos Materiais Recozidos	99
5.3. Análise da Deformação na Trefilação	102
5.3.1. Distribuição de Deformação na Barra Trefilada	102
5.3.2. Deformação Média e Coeficiente de Deformação Redundante	120
5.4. Comportamento Mecânico dos Materiais Trefilados	127
5.4.1. Curvas de Escoamento das Barras Trefiladas	127
5.4.1.1. Análise da Redução de Área	127
5.4.1.2. Análise do Semi-Ângulo de Fieira	132
5.4.2. Propriedades Mecânicas das Barras Trefiladas	138
5.5. Comportamento Mecânico das Camadas dos Materiais Trefilados	146
5.5.1. Curvas de Escoamento das Camadas das Barras Trefiladas	146
5.5.2. Propriedades Mecânicas das Camadas das Barras Trefiladas	161
5.6. Efeito da Pré-Deformação no Encruamento Subsequente dos Materiais	181
5.7. Análise da Deformação Residual Uniforme dos Materiais Trefilados	197
5.8. Aspectos Subestruturais das Barras Trefiladas	210
6. CONCLUSÕES	222
7. CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO	223
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	224
9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	225

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Representação esquemática da curva tensão-deformação para materiais sem encruamento e com encruamento ⁽¹⁾	4
Figura 3.2	Representação esquemática da variação de propriedades mecânicas à tração (limites de escoamento e resistência, alongamento e redução de área) com o trabalho a frio do metal ⁽³⁾	4
Figura 3.3	Representação esquemática da curva tensão cisalhante-deformação cisalhante de monocristais cúbicos de faces centradas	6
Figura 3.4	Representação esquemática da formação de estrutura celular no metal: (a) 10% de deformação e (b) 50% de deformação ⁽³⁾	8
Figura 3.5	Exemplos de estrutura celular obtida com a deformação: (a) cobre/ensaio de fadiga ⁽¹³⁾ e (b) liga de alumínio 6063/trefilação ⁽¹⁴⁾	8
Figura 3.6	Representação esquemática dos aspectos subestruturais de um metal durante a deformação: (a) e (b) paredes de alta densidade de discordâncias DDWs, microbandas MBs e blocos de células CBs, (c) morfologia das microbandas	10
Figura 3.7	Exemplos dos aspectos subestruturais de amostras de alumínio puro durante a deformação plástica, blocos de células delimitados por DDW's e MB's: (a) microbandas de forma DW e (b) microbandas de forma DW, SPC, PDS ⁽¹⁵⁾	11
Figura 3.8	Representação esquemática de um arranjo planar ou rede de Taylor no metal ⁽⁷⁾	11
Figura 3.9	Exemplos de arranjos planares ou redes de Taylor observados em amostras de aço inoxidável austenítico submetido a esforços de tração ⁽⁷⁾ ...	12
Figura 3.10	Representação esquemática do efeito do caminho de deformação na curva de escoamento de metais ⁽¹⁷⁾	13
Figura 3.11	Comparação entre as curvas tensão-deformação obtidas em testes de tração uniaxial de amostras recozidas e pré-deformadas no estado plano: (a) latão 70/30 e (b) aço livre de intersticiais - IF ⁽¹⁸⁾	14
Figura 3.12	Comparação entre as curvas tensão-deformação obtidas em testes de tração uniaxial de amostras de aço acalmado ao alumínio recozidas e pré-deformadas: (a) por laminação e (b) no estado plano de deformação ⁽¹⁹⁾	15
Figura 3.13	Curvas tensão-deformação do ferro Armco: (a) tração, torção e tração seguida de torção e (b) tração, compressão e tração seguida de compressão ⁽²⁰⁾	15
Figura 3.14	Efeito da mudança de 90° no eixo de tração em amostras da liga de alumínio 3003: (a) curvas tensão-deformação e (b) deformação residual	

	uniforme ⁽²¹⁾	16
Figura 3.15	Efeito da mudança de 90° no eixo de tração em amostras de uma liga Ni-Fe-Al: (a) curvas tensão-deformação e (b) deformação residual uniforme ⁽²¹⁾	16
Figura 3.16	Efeito da mudança de 90° no eixo de tração nas curvas tensão-deformação e taxa de encruamento-deformação: (a) liga de alumínio AA1050 e (b) liga de alumínio AA2014 ⁽²²⁾	17
Figura 3.17	Efeito da aplicação da pré-deformação por laminação na tração subsequente de cobre: (a) curvas tensão-deformação e (b) curvas taxa de encruamento-tensão ^(23,24)	18
Figura 3.18	Aspectos subestruturais de amostras de cobre deformadas: (a) tração - $\epsilon = 0,25$, (b) laminação - $\epsilon = 0,26$, (c) laminação - $\epsilon = 0,16$ seguida de tração - $\epsilon = 0,02$ e (d) laminação - $\epsilon = 0,16$ seguida de tração - $\epsilon =$ próximo da ruptura ^(23,24)	18
Figura 3.19	Efeito da pré-deformação por tração no cisalhamento subsequente (135°): (a) liga de alumínio AA1050-O e (b) liga de alumínio 6022-T4 ⁽²⁵⁾	19
Figura 3.20	Aspectos subestruturais observados nos metais antes e durante o recarregamento no cisalhamento : (a) liga de alumínio AA1050-O e (b) liga de alumínio 6022-T4 ⁽²⁵⁾	20
Figura 3.21	Curvas de escoamento de amostras de alumínio AA1050 tracionadas ($\epsilon = 0,14$) submetidas a esforços de cisalhamento a 45° e 90° do eixo de tração prévia ⁽²⁶⁾	20
Figura 3.22	Subesrutura do alumínio AA1050: (a) cisalhado ($\epsilon = 0,30$), (b) tracionado ($\epsilon = 0,14$) cisalhado a 45° ($\epsilon = 0,15$) e (c) tracionado ($\epsilon = 0,14$) cisalhado a 90° ($\epsilon = 0,15$) ⁽²⁶⁾	21
Figura 3.23	Efeito da pré-deformação na laminação ($\epsilon = 0,62$) na torção posterior do cobre ⁽²⁷⁾	21
Figura 3.24	Aspectos subestruturais das amostras de cobre laminada ($\epsilon = 0,97$) submetida a ensaios de torção: material (a) laminado, (b) laminado e torcido até a zona de amaciamento e (c) laminado e torcido até a ruptura ⁽²⁷⁾	21
Figura 3.25	Aspectos subestruturais de amostras de aço IF: (a) cisalhadas 30%, (b) cisalhadas 30% e 30% no sentido oposto e (c) tracionadas 10% e cisalhadas 20% ⁽³²⁾	22
Figura 3.26	Efeito da pré-deformação por laminação no cisalhamento subsequente de chapas de alumínio AA1050: (a) curvas de escoamento e (b) fator de Taylor ⁽³⁴⁾	23
Figura 3.27	Aspectos subestruturais das amostras de alumínio laminadas submetidas a esforços de cisalhamento: (a) 0, (b) 45° e (c) 135° ⁽³⁴⁾	23

Figura 3.28	Comportamento mecânico de amostras de alumínio submetidas à deformação cíclica - tração/compressão: (a) material recozido e (b) material pré-deformado de 20% em compressão ⁽³⁵⁾	24
Figura 3.29	Curvas tensão- número de ciclos de amostras de aço médio carbono submetidas a testes de fadiga em diferentes amplitudes ⁽³⁶⁾	25
Figura 3.30	Curvas de compressão uni e multidirecional do alumínio comercialmente puro ⁽³⁷⁾	25
Figura 3.31	Curvas de compressão do alumínio comercialmente puro: (a) deformação em dois estágios - compressão unidirecional / multidirecional e (b) deformação em três estágios - compressão unidirecional / multidirecional / unidirecional ⁽³⁷⁾	26
Figura 3.32	Efeito da aplicação da deformação cíclica na distribuição de discordâncias em amostras de cobre: (a) recozidas e (b) previamente deformadas na tração ⁽³⁸⁾	26
Figura 3.33	Curvas tensão de escoamento-deformação acumulativa de amostras de alumínio puro e comercialmente puro processadas ciclicamente com um dispositivo de compressão/extrusão ⁽⁴¹⁾	27
Figura 3.34	Desenvolvimento de microbandas durante a deformação cíclica de amostras de alumínio - deformação = 1,8 (dois ciclos): (a) Al 99,992% e (b) Al99,5% ⁽⁴¹⁾	27
Figura 3.35	Formação de uma configuração de discordâncias de aspecto quadriculado - <i>chess board like microstructure</i> - com células em forma de losangos - <i>diamond shaped cells</i> durante a deformação cíclica de amostras de alumínio: (a) desenvolvimento de microbandas após deformação = 2,7, (b) cruzamento entre duas famílias de microbandas após deformação = 3,6 e (c) estrutura quadriculada obtida após deformação = 9,0 ⁽⁴¹⁾	28
Figura 3.36	Representação esquemática do processo de trefilação de barras	30
Figura 3.37	Representação esquemática da bancada de trefilação	30
Figura 3.38	Características geométricas da fieira	31
Figura 3.39	Representação esquemática dos esforços presentes no processo de trefilação	33
Figura 3.40	Representação esquemática da deformação durante a trefilação: (a) elementos distribuídos ao longo da seção transversal da barra e (b) elementos situados próximos à superfície ⁽⁴⁹⁾	34
Figura 3.41	Distribuição das propriedades mecânicas (limite de escoamento, resistência e alongamento %) ao longo da seção transversal de barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) $r = 5,7\%$ e $\alpha = 3^\circ$ e 10° , (b) $\alpha = 10^\circ$ e $r = 9,3\%$ e $24,4\%$ ⁽⁵¹⁾	35
Figura 3.42	Distribuição de microdureza Knoop ao longo da seção transversal de	

	barras alumínio comercialmente puro recozidas, tracionadas e trefiladas ($\alpha = 15^\circ$): (a) $\varepsilon = 0,103$ e (b) $\varepsilon = 0,51^{(47)}$	35
Figura 3.43	Representação esquemática da técnica de visioelasticidade: peça (a) antes e (b) após a deformação	36
Figura 3.44	Representação esquemática do campo de escoamento: (a) vetores de velocidade e (b) componentes do vetor de velocidade no ponto P	36
Figura 3.45	Distribuição da deformação efetiva dentro da zona de trefilação do cobre obtida através da visioelasticidade: (a) $\alpha = 6^\circ$, $r = 22,5\%$ e (b) $\alpha = 4^\circ$, $r = 29,6\%^{(64)}$	38
Figura 3.46	Representação esquemática da técnica de superposição das curvas tensão - deformação	39
Figura 3.47	Técnica de superposição das curvas tensão - deformação: (a) exemplo da aplicação - aço inoxidável 303 e (b) relação entre o coeficiente de deformação redundante e o parâmetro Δ para o aço inoxidável 303, o alumínio 1100 e liga de alumínio 2024 ⁽⁴⁷⁾	40
Figura 3.48	Comparação entre os critérios de limite de escoamento e melhor ajuste visual - técnica de superposição das curvas tensão - deformação ⁽⁶⁹⁾	41
Figura 3.49	Comparação entre as curvas $\phi \times \Delta$ obtidas (técnica da superposição) experimentalmente e teoricamente para amostras de aço 1008 ⁽⁷⁰⁾	42
Figura 3.50	Utilização da técnica dos perfis de microdureza em barras de alumínio: (a) exemplo de perfil de microdureza Vickers, (b) relação entre a deformação e a microdureza e (c) exemplo de perfil de deformação/cálculo da deformação média na trefilação ⁽⁷²⁾	43
Figura 3.51	Comparação entre as curvas $\phi \times \Delta$ obtidas experimentalmente (técnica dos perfis de microdureza) - cálculo de ε_e através de dois critérios superposição, e teoricamente para amostras de aço 1008 ⁽⁷²⁾	44
Figura 3.52	Curvas microdureza - deformação efetiva: (a) aço baixo carbono extrudado ⁽⁷³⁾ e (b) alumínio laminado em vários passes ⁽⁷⁴⁾	44
Figura 3.53	Comparação das técnicas dos perfis de microdureza e de superposição das curvas tensão - deformação para corpos de prova de aço baixo carbono ⁽⁷⁵⁾ .	45
Figura 3.54	Campo de velocidades na trefilação ⁽⁷⁶⁾	46
Figura 3.55	Determinação da deformação efetiva através de um modelo teórico e de dados experimentais de tensão de trefilação: (a) $\alpha = 3^\circ$ e (b) $\alpha = 15^\circ$ ⁽⁷⁹⁾	48
Figura 3.56	Distribuição da deformação efetiva dentro da zona de trefilação de uma barra de cobre obtida através do método de elementos finitos (FEM): (a) $\alpha = 6^\circ$, $r = 22,5\%$ e (b) $\alpha = 4^\circ$, $r = 29,6\%^{(64)}$	49
Figura 3.57	Distribuição da deformação efetiva ao longo da seção transversal de barras de aço inoxidável obtidas através dos métodos de visioelasticidade, perfis de microdureza, elementos finitos e analítico: (a) $\alpha = 10^\circ$ e $r = 5,7\%$, (b) α	

	= 3° e r = 5,7%, (c) $\alpha = 10^\circ$ e r = 9,3%, (d) $\alpha = 3^\circ$ e r = 9,3% ⁽⁶⁶⁾	50
Figura 3.58	Influência dos aspectos geométricos do processo na tensão relativa de trefilação: (a) semi-ângulo - r = 25%- e $\mu = 0,03$, (b) redução de área e semi-ângulo - $\mu = 0,03$ e (c) comprimento da região cilíndrica - $\mu = 0,03$ e $\alpha = 4^\circ$ ⁽⁸²⁾	52
Figura 3.59	Influência do coeficiente de atrito na tensão relativa de trefilação - L = 0 e $\alpha = 4^\circ$ ⁽⁸²⁾	52
Figura 3.60	Efeito da velocidade do processo (a) no coeficiente de atrito – barras de cobre, $\alpha = 6^\circ$ e (b) força de trefilação – barras de aço baixo carbono, $\alpha = 6^\circ$, r = 26% ⁽⁸⁴⁾	53
Figura 3.61	Curvas força de trefilação x redução de área de barras de cobre eletrolítico obtidas experimental e teoricamente: (a) $\alpha = 2,29^\circ$, (b) $\alpha = 8^\circ$ e (c) $\alpha = 15,5^\circ$ ⁽⁴⁴⁾	56
Figura 3.62	Comparação entre os dados experimentais e teóricos de Φ ⁽⁸⁵⁾	57
Figura 3.63	Comparação dos resultados de tensão relativa de trefilação de barras de cobre obtidos experimentalmente e através do método dos elementos finitos ⁽⁴⁵⁾	57
Figura 3.64	Curvas limite de resistência - determinação analítica x limite de resistência determinação experimental para barras trefiladas: (a) aço inoxidável 303 e alumínio e (b) alumínio 1100 e ferro Armco ⁽⁴⁷⁾	58
Figura 3.65	Comparação das distribuições teóricas e experimentais das propriedades mecânicas de barras de cobre trefiladas ($\alpha = 8^\circ$): (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência e (c) microdureza Vickers ⁽⁷⁸⁾	59
Figura 3.66	Distribuição de microdureza Knoop obtida experimentalmente e através de simulação numérica - aço inoxidável 303: (a) $\alpha = 8,01^\circ$ e (b) $\alpha = 16,58^\circ$ ⁽⁸⁶⁾	60
Figura 4.1	Primeira fase do trabalho – barra trefilada “inteira” a ser submetida à tração	61
Figura 4.2	Segunda fase do trabalho – barra trefilada composta por camadas	62
Figura 4.3	Terceira fase do trabalho – aplicação da técnica de visioplasticidade à trefilação	62
Figura 4.4	Representação do procedimento experimental do trabalho	63
Figura 4.5	Corpo de prova a ser trefilado e posteriormente tracionado: (a) dimensões e (b) representação da finalidade de cada região	66
Figura 4.6	Corpo de prova a ser trefilado, posteriormente usinado e tracionado: (a) dimensões e (b) representação da finalidade de cada região	68
Figura 4.7	Fotografias dos corpos de prova de trefilação: (a) amostra a ser posteriormente tracionada e (b) amostra a ser posteriormente usinada e tracionada	69

Figura 4.8	Corpo de prova submetido ao ensaio de tração - metal recozido	69
Figura 4.9	Fotografia do corpo de prova submetido ao ensaio de tração – metal recozido	70
Figura 4.10	Corpo de prova submetido ao ensaio de tração - metal trefilado	70
Figura 4.11	Fotografia do corpo de prova submetido ao ensaio de tração – metal trefilado	70
Figura 4.12	Corpos de prova trefilados submetido ao ensaio de tração - camadas: (a) central, (b) intermediária 1, (c) intermediária 2 e (d) superficial	71
Figura 4.13	Fotografias dos corpos de prova trefilados submetido ao ensaio de tração - camadas: (a) central, (b) intermediária 1, (c) intermediária 2 e (d) superficial	72
Figura 4.14	Corpo de prova para visioelasticidade: (a) dimensões e (b) finalidade de cada região	73
Figura 4.15	Fotografia dos corpos de prova de visioelasticidade separados e unidos	73
Figura 4.16	Trefilação de uma barra: (a) vista geral do equipamento/experimento e (b) detalhe	74
Figura 4.17	Ensaio de tração: (a) vista geral do equipamento/experimento e (b) detalhe	76
Figura 4.18	Determinação do alongamento dos corpos de prova: (a) alongamento uniforme e (b) alongamento total	78
Figura 4.19	Representação esquemática do método adotado para a determinação da curva tensão verdadeira-deformação verdadeira das camadas superficial e intermediárias da barra trefilada: (a) resultados relativos aos quatro ensaios e (b) curva final utilizada	79
Figura 4.20	Corpo de prova da camada superficial tracionado: (a) como retirado da máquina e (b) cortado longitudinalmente	80
Figura 4.21	Equipamento para medição da espessura das camadas superficial e intermediárias após a tração: (a) ponteira e (b) ponteira acoplada ao micrômetro digital	80
Figura 4.22	Mandril utilizado no ensaio de tração da camada superficial do metal trefilado: (a) representação esquemática e (b) fotografia	80
Figura 4.23	Matriz para marcação dos corpos de prova de visioelasticidade: (a) geometria da rede a ser utilizada, (b) detalhe da tela, (c) e (d) vistas do conjunto tela e armação de alumínio	81
Figura 4.24	Realização da marcação dos corpos de prova de visioelasticidade: (a) vista geral do equipamento e acessórios, (b) detalhe do corpo de prova, (c) detalhe da rede de impressão colocada sobre o corpo de prova (vide seta) e (d) detalhe da marcação	82
Figura 4.25	Exemplos da rede impressa nos corpos de prova de visioelasticidade: (a) aço inoxidável AISI 304, (b) aço AISI inoxidável 420, (c) cobre e (d)	

	alumínio	83
Figura 4.26	Corpos de prova de visioelasticidade durante a trefilação - redução de área: (a) 3%, (b) 8% e (c) 15%	84
Figura 4.27	Representação da região considerada para os cálculos da deformação efetiva nas barras trefiladas: (a) zona de deformação e (b) linhas de escoamento correspondentes as funções de fluxo ψ	85
Figura 4.28	Representação da rede auxiliar sobreposta nas imagens: (a) rede completa e (b) interseção das colunas referentes a z com as linhas de escoamento	86
Figura 4.29	Representação da distribuição da função de fluxo ψ ao longo do raio da barra para cada posição longitudinal z	86
Figura 4.30	Representação esquemática das etapas para determinação da função de fluxo ψ referente ao escoamento do metal durante a trefilação: (a) distribuição de ψ ao longo do raio R para cada posição z, (b) relação ψ x raio normalizado RN^2 , (c) equação correspondente à tensão de fluxo principal ψ_p , (d) diferenças entre ψ_p e ψ ao longo de R para cada z e (e) coeficientes	89
Figura 5.1	Fotomicrografia do aço inoxidável 304 - MO, ataque Água Régia: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido	92
Figura 5.2	Fotomicrografia do aço inoxidável 304 - MEV, ataque Água Régia: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido	92
Figura 5.3	Fotomicrografia do aço inoxidável 420 - MO, ataque Vilella: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido	94
Figura 5.4	Fotomicrografia do aço inoxidável 420 - MEV, ataque Vilella: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido	94
Figura 5.5	Fotomicrografia do cobre - MO, ataque Di Cobre: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido	96
Figura 5.6	Fotomicrografia do cobre - MEV, ataque Di Cobre: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido	96
Figura 5.7	Fotomicrografia do alumínio - MO, ataque ácido fluorídrico: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido	98
Figura 5.8	Fotomicrografia do alumínio - MEV, ataque ácido fluorídrico: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido	98
Figura 5.9	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do aço inoxidável 304 recozido: (a) deformação uniforme e (b) deformação total	99
Figura 5.10	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do aço inoxidável 420 recozido: (a) deformação uniforme e (b) deformação total	99
Figura 5.11	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do cobre recozido: (a) deformação uniforme e (b) deformação total	100
Figura 5.12	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do alumínio recozido: (a)	

	deformação uniforme e (b) deformação total	100
Figura 5.13	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 20^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 20^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$	105
Figura 5.14	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 8^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 8^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 8^\circ$ e $r = 15\%$	106
Figura 5.15	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 3^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 3^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$	107
Figura 5.16	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 20^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 20^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$	108
Figura 5.17	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 8^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 8^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 8^\circ$ e $r = 15\%$	109
Figura 5.18	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 3^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 3^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$	110
Figura 5.19	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 20^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 20^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$	111
Figura 5.20	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 8^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 8^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 8^\circ$ e $r = 15\%$	112
Figura 5.21	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 3^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 3^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$	113
Figura 5.22	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x	

	raio x posição: (a) $\alpha = 20^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 20^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$	114
Figura 5.23	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 8^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 8^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 8^\circ$ e $r = 15\%$	115
Figura 5.24	Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 3^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 3^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$	116
Figura 5.25	Distribuição de deformação no cobre trefilado ($\alpha = 16^\circ$ e $r = 35\%$) obtida através da técnica de visioplasticidade – feiras com diferentes formatos na saída do metal: (a) configuração 1, (b) configuração 2 e (c) comparação dos resultados finais ⁽⁶⁵⁾	117
Figura 5.26	Distribuição de deformação efetiva ao longo da seção transversal de barras de aço inoxidável 304 trefiladas obtida através da técnica de visioplasticidade ⁽⁶⁶⁾	117
Figura 5.27	Distribuição de deformação efetiva ao longo do raio (mm) da barra de aço inoxidável 304 trefilada determinada através da técnica de visioplasticidade: (a) dados obtidos e (b) curvas aproximadas por polinômio de 3º grau	118
Figura 5.28	Distribuição de deformação efetiva ao longo do raio (mm) da barra de aço inoxidável 420 trefilada determinada através da técnica de visioplasticidade: (a) dados obtidos e (b) curvas aproximadas por polinômio de 3º grau	118
Figura 5.29	Distribuição de deformação efetiva ao longo do raio (mm) da barra de cobre trefilada determinada através da técnica de visioplasticidade: (a) dados obtidos e (b) curvas aproximadas por polinômio de 3º grau	119
Figura 5.30	Distribuição de deformação efetiva ao longo do raio (mm) da barra de alumínio trefilada determinada através da técnica de visioplasticidade: (a) dados obtidos e (b) curvas aproximadas por polinômio de 3º grau	119
Figura 5.31	Curvas coeficiente de deformação redundante determinado através da técnica de visioplasticidade ϕ_{visiop} x parâmetro Δ : (a) aço inoxidável 304, (b) aço inoxidável 420, (c) cobre e (d) alumínio	121
Figura 5.32	Curvas coeficiente de deformação redundante determinado através da técnica de superposição das curvas tensão-deformação ϕ_{superp} x parâmetro Δ : (a) aço inoxidável 304, (b) aço inoxidável 420, (c) cobre e (d) alumínio	123
Figura 5.33	Curvas coeficiente de deformação redundante determinado através das técnicas de visioplasticidade e superposição das curvas tensão-deformação	

	x parâmetro Δ : (a) aço inoxidável 304, (b) aço inoxidável 420, (c) cobre e (d) alumínio	126
Figura 5.34	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) e (b) semi-ângulo $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$	128
Figura 5.35	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de aço inoxidável 420 trefiladas: (a) e (b) semi-ângulo $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$	129
Figura 5.36	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de cobre trefiladas: (a) e (b) semi-ângulo $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$..	130
Figura 5.37 -	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de alumínio trefiladas: (a) e (b) semi-ângulo $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$..	131
Figura 5.38 -	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) e (b) redução $r = 3\%$, (c) e (d) $r = 8\%$, (e) e (f) $r = 15\%$	133
Figura 5.39	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de aço inoxidável 420 trefiladas: (a) e (b) redução $r = 3\%$, (c) e (d) $r = 8\%$, (e) e (f) $r = 15\%$	134
Figura 5.40	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de cobre trefiladas: (a) e (b) redução $r = 3\%$, (c) e (d) $r = 8\%$, (e) e (f) $r = 15\%$	135
Figura 5.41	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de alumínio trefiladas: (a) e (b) redução $r = 3\%$, (c) e (d) $r = 8\%$, (e) e (f) $r = 15\%$	136
Figura 5.42	Propriedades mecânicas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas - dados relativos, divididos pelos resultados da amostras recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	141
Figura 5.43	Propriedades mecânicas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas - dados relativos, divididos pelos resultados da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	142
Figura 5.44	Propriedades mecânicas das barras de cobre trefiladas - dados relativos, divididos pelos resultados da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	143
Figura 5.45	Propriedades mecânicas das barras de alumínio trefiladas - dados relativos, divididos pelos resultados da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	144
Figura 5.46	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras	

	de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$	146
Figura 5.47	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) e (b) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$	147
Figura 5.48	Comparação entre as curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do aço inoxidável 304 trefilado com diferentes semi-ângulos e reduções de área: (a) e (b) camada central, (c) e (d) camada superficial, (e) e (f) barra inteira	150
Figura 5.49	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$	151
Figura 5.50	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas: (a) e (b) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$	152
Figura 5.51	Comparação entre as curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do aço inoxidável 420 trefilado com diferentes semi-ângulos e reduções de área: (a) e (b) camada central, (c) e (d) camada superficial, (e) e (f) barra inteira	153
Figura 5.52	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de cobre: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$	154
Figura 5.53	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de cobre: (a) e (b) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$	155
Figura 5.54	Comparação entre as curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do cobre trefilado com diferentes semi-ângulos e reduções de área: (a) e (b) camada central, (c) e (d) camada superficial, (e) e (f) barra inteira	156
Figura 5.55	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de alumínio: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$	157
Figura 5.56	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de alumínio: (a) e (b) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$	158
Figura 5.57	Comparação entre as curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do alumínio trefilado com diferentes semi-ângulos e reduções de área: (a) e (b) camada central, (c) e (d) camada superficial, (e) e (f) barra inteira	159
Figura 5.58	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	165
Figura 5.59	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da	

	barra de aço inoxidável 304 trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	166
Figura 5.60	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	167
Figura 5.61	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	168
Figura 5.62	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	169
Figura 5.63	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	170
Figura 5.64	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	171
Figura 5.65	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	172
Figura 5.66	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	173

Figura 5.67	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	174
Figura 5.68	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	175
Figura 5.69	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	176
Figura 5.70	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	177
Figura 5.71	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	178
Figura 5.72	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	179
Figura 5.73	Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme	180
Figura 5.74	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	182

Figura 5.75	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	182
Figura 5.76	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	183
Figura 5.77	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	183
Figura 5.78	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras inteiras de aço inoxidável 304 trefilado superpostas nos resultados do metal recozido: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$	185
Figura 5.79	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	186
Figura 5.80	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	187
Figura 5.81	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	187
Figura 5.82	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	188
Figura 5.83	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras inteiras de aço inoxidável 420 trefilado superpostas nos resultados do metal recozido: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$	189
Figura 5.84	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de cobre trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	190
Figura 5.85	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e	

	superficial e da barra inteira de cobre trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	191
Figura 5.86	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de cobre trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	191
Figura 5.87	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de cobre trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	192
Figura 5.88	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras inteiras de cobre trefilado superpostas nos resultados do metal recozido: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$	193
Figura 5.89	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de alumínio trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	194
Figura 5.90	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de alumínio trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	194
Figura 5.91	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de alumínio trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	195
Figura 5.92	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de alumínio trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe	195
Figura 5.93	Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras inteiras de alumínio trefilado superpostas nos resultados do metal recozido: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$	196
Figura 5.94	Representação da análise da deformação residual uniforme: (a) curva tensão-deformação e (b) curva deformação uniforme-pré-deformação	197
Figura 5.95	Previsão da deformação residual uniforme das barras trefiladas: (a) aço inoxidável 304, (b) aço inoxidável 420, (c) cobre e (d) alumínio	199
Figura 5.96	Previsão da deformação residual uniforme das barras de aço inoxidável 304 trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$, (b) $\alpha = 8^\circ$ e (c) α	

	= 3°	200
Figura 5.97	Previsão da deformação residual uniforme das barras de aço inoxidável 420 trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$, (b) $\alpha = 8^\circ$ e (c) $\alpha = 3^\circ$	201
Figura 5.98	Previsão da deformação residual uniforme das barras de cobre trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$, (b) $\alpha = 8^\circ$ e (c) $\alpha = 3^\circ$	202
Figura 5.99	Previsão da deformação residual uniforme das barras de alumínio trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$, (b) $\alpha = 8^\circ$ e (c) $\alpha = 3^\circ$	203
Figura 5.100	Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$	205
Figura 5.101	Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de aço inoxidável 304 trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$	205
Figura 5.102	Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de aço inoxidável 420 trefiladas: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$	206
Figura 5.103	Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de aço inoxidável 420 trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$	206
Figura 5.104	Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de cobre trefiladas: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$	207
Figura 5.105	Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de cobre - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$	207
Figura 5.106	Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de alumínio trefiladas: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$	208
Figura 5.107	Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de alumínio - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$	208
Figura 5.108	Aspectos subestruturais do aço inoxidável 304 recozido: (a) e (b) análise geral	210
Figura 5.109	Difratograma do aço inoxidável 304 recozido	211
Figura 5.110	Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 8\%$: (a) e (b) análise geral	211
Figura 5.111	Difratograma da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 8\%$	212
Figura 5.112	Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 304	

	trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 8\%$: (a) e (b) análise geral	212
Figura 5.113	Difratograma da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 8\%$	213
Figura 5.114	Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 15\%$: (a) e (b) análise geral	214
Figura 5.115	Difratograma da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 15\%$	214
Figura 5.116	Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 15\%$: (a) e (b) análise geral	215
Figura 5.117	Difratograma da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 15\%$	215
Figura 5.118	Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral	216
Figura 5.119	Difratograma da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$	216
Figura 5.120	Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral	217
Figura 5.121	Difratograma da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$	217
Figura 5.122	Aspectos subestruturais do aço inoxidável 420 recozido: (a) e (b) análise geral	218
Figura 5.123	Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral	218
Figura 5.124	Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral	219
Figura 5.125	Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$: (a) e (b) análise geral	219
Figura 5.126	Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$: (a) e (b) análise geral	220
Figura 5.127	Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral	220
Figura 5.128	Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral	221

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1	Relações empíricas entre ϕ e $\Delta^{(47)}$	40
Tabela IV.1	Parâmetros de recozimento dos materiais	65
Tabela IV.2	Dimensões dos corpos de prova a serem trefilados e posteriormente tracionados	67
Tabela IV.3	Dimensões dos corpos de prova a serem trefilados, posteriormente usinados e tracionados	68
Tabela IV.4	Condições de trefilação	74
Tabela IV.5	Valores de deformação logarítmica e taxa de deformação	74
Tabela IV.6	Parâmetros de corrente utilizados na marcação das amostras de visioelasticidade - passagem do rolo aplicador	83
Tabela IV.7	Regiões de deformação consideradas na análise da deformação efetiva das barras trefiladas para cada condição de trefilação	87
Tabela V.1	Composição química do aço inoxidável AISI 304 (% em peso)	91
Tabela V.2	Especificação técnica do aço inoxidável AISI 304 ⁽⁹³⁾ (% em peso)	91
Tabela V.3	Dureza Vickers média das barras de aço inoxidável 304	91
Tabela V.4	Composição química do aço inoxidável AISI 420 (% em peso)	93
Tabela V.5	Especificação técnica do aço inoxidável AISI 420 ⁽⁹³⁾ (% em peso)	93
Tabela V.6	Dureza Vickers média das barras de aço inoxidável AISI 420	93
Tabela V.7	Composição química do cobre (% em peso)	95
Tabela V.8	Especificação técnica do cobre eletrolítico ⁽⁹³⁾ (% em peso)	95
Tabela V.9	Dureza Vickers média das barras cobre	95
Tabela V.10	Composição química do alumínio (% em peso)	97
Tabela V.11	Especificação técnica da liga de alumínio 6101 ⁽⁹³⁾ (% em peso)	97
Tabela V.12	Dureza Vickers média das barras alumínio	97
Tabela V.13	Propriedades mecânicas dos materiais recozidos	101
Tabela V.14	Deformação média ϵ_{visiop} nas barras trefiladas e coeficiente de deformação redundante ϕ_{visiop} obtidos através da técnica de visioelasticidade	120
Tabela V.15	Deformação média ϵ_{superp} nas barras trefiladas e coeficiente de deformação redundante ϕ_{superp} obtidos através da superposição das curvas tensão-deformação	122
Tabela V.16	Parâmetros para a determinação da expressão ϕ x Δ desenvolvida a partir do trabalho de CADDELL & ATKINS ⁽⁴⁷⁾	125
Tabela V.17	Propriedades mecânicas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas	139
Tabela V.18	Propriedades mecânicas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas	139
Tabela V.19	Propriedades mecânicas das barras de cobre trefiladas	140

Tabela V.20	Propriedades mecânicas das barras de alumínio trefiladas	140
Tabela V.21	Propriedades mecânicas das camadas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas	162
Tabela V.22	Propriedades mecânicas das camadas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas	163
Tabela V.23	Propriedades mecânicas das camadas das barras de cobre trefiladas	163
Tabela V.24	Propriedades mecânicas das barras de alumínio trefiladas	164
Tabela V.25	Deformação média ϵ_{visiop} das camadas das barras trefiladas calculada a partir da técnica de visioelasticidade	181

LISTA DE NOTAÇÕES

- ALU = alongamento uniforme
 ALNU = alongamento não uniforme
 CBs = blocos de células - *cell blocks*
 CCC = estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
 CFC = estrutura cristalina cúbica de faces centradas
 DDWs = paredes de alta densidade de discordâncias - *dense dislocations walls*
 DW = morfologia de microbanda - *double walls*
 EDE = energia de falha de empilhamento
 FEM = método dos elementos finitos - *finite element method*
 GNBs = contornos geometricamente necessários - *geometrically necessary boundaries*
 HC = estrutura cristalina hexagonal compacta
 IDBs = contornos de discordâncias incidentais - *incidental dislocation boundaries*
 IF = livre de intersticiais - *interstitial free*
 LBs = contornos lamelares - *lamellar boundaries*
 LE = limite de escoamento
 LEDES = estruturas de discordâncias de baixa energia - *low energy dislocation structures*
 LR = limite de resistência
 MBs = microbandas - *microbands*
 MET = microscopia eletrônica de transmissão
 MEV = microscopia eletrônica de varredura
 MO = microscopia óptica
 PA = pureza analítica
 PDS = morfologia de microbanda *long paired dislocation sheets*
 SPC = morfologia de microbanda *strings of small pancake shaped cells*
- a_1 e a_2 = coeficientes da série de senos de Fourier
 A = expressão utilizada no cálculo teórico do coeficiente de deformação redundante
 A_i = área inicial da seção transversal da barra
 A_f = área final da seção transversal da barra
 A_s = termo associado ao cálculo do coeficiente de trabalho redundante
 b = constante associada à equação de função de fluxo
 B = expressão utilizada no cálculo teórico da tensão de trefilação
 C = constante - determinação do coeficiente de deformação redundante
 C_1 e C_2 = constantes associadas ao material - cálculo do coeficiente de deformação redundante
 d_i = diâmetro inicial da barra
 d_f = diâmetro final da barra

d_1 = diâmetro útil do corpo de prova de trefilação
 d_2 = diâmetro de algumas regiões do corpo de prova de trefilação
 D = constante - determinação da dureza do metal trefilado
 $f(\alpha)$ = função associada ao cálculo teórico do coeficiente de deformação redundante
 F = força externa aplicada
 G = inclinação da reta função de fluxo x raio normalizado
 HV = dureza Vickers
 HV_{tref} = dureza Vickers do metal trefilado
 K = constante - cálculo teórico da tensão de trefilação
 l = comprimento útil do corpo de prova de tração
 L = comprimento da região cilíndrica da fieira
 L_1 a L_8 = comprimento de partes do corpo de prova de trefilação
 m = expoente de encruamento - equação de Hollomon
 m = constante associada à equação de função de fluxo
 M = termo associado ao cálculo do coeficiente de trabalho redundante
 n = constante associada à equação de função de fluxo
 P = ponto associado à posição da partícula na trefilação
 q = pressão normal à face da fieira
 r = redução de área na trefilação
 r_i = raio inicial da barra
 r_f = raio final da barra
 R = raio ou posição ao longo da seção transversal da barra
 RN = raio normalizado
 t = expressão utilizada no cálculo teórico do coeficiente de deformação redundante
 t_p = tempo de deslocamento da partícula na trefilação
 u = componente do vetor de velocidade
 v = componente do vetor de velocidade
 v_i = velocidade antes da passagem pela zona de trabalho da fieira
 v_f = velocidade após da passagem pela zona de trabalho da fieira
 v_p = velocidade no processo de conformação
 v_{tra} = velocidade de tração
 v_{tref} = velocidade de trefilação
 V = vetor de velocidade
 Y = tensão de escoamento
 Y_m = tensão média de escoamento
 z = coordenada cilíndrica
 z_t = comprimento da zona deformada na barra trefilada
 z_1 a z_n = posição ao longo da zona de deformação da barra na trefilação

α = semi-ângulo de trefilação
 α' = martensita α' (CCC)
 β_1 e β_2 = ângulos associados ao campo triangular de velocidades
 Δ = parâmetro que relaciona o semi-ângulo e a redução de área na trefilação
 ε = martensita ε (HC)
 ε = deformação homogênea
 ε' = taxa de deformação
 ε_e = deformação média na trefilação
 ε_{et} = deformação externa ou pré-deformação
 $\varepsilon_{esuperp}$ = deformação média na trefilação determinada através da superposição de curvas
 ε_{visiop} = deformação média na trefilação determinada através da visioelasticidade
 ε_r' = componente de taxa de deformação radial
 ε_{r0} = expressão utilizada no cálculo teórico do coeficiente de deformação redundante
 ε_{tra}' = taxa de deformação na tração
 ε_{tref}' = taxa de deformação na trefilação
 ε_u = deformação uniforme
 ε_{ur} = deformação residual uniforme
 ε_z' = componente de taxa de deformação axial
 ε_θ' = componente de taxa de deformação angular
 ϕ = coeficiente de deformação redundante
 ϕ_{superp} = coeficiente de deformação redundante determinado através da superposição de curvas
 ϕ_{visiop} = coeficiente de deformação redundante determinado através da visioelasticidade
 Φ = coeficiente de trabalho redundante
 μ = coeficiente de atrito
 γ_{rz}' = componente de taxa de deformação de cisalhamento
 θ = ângulo associado à posição da partícula durante a trefilação
 θ = ângulo associado à varredura na difração de raios-x
 θ = ângulo entre o vetor de velocidade e o eixo das abscissas
 θ_1 = taxa de encruamento no estágio 1 da curva de encruamento de monocristais CFC
 θ_2 = taxa de encruamento no estágio 2 da curva de encruamento de monocristais CFC
 τ_1 = tensão cisalhante crítica resolvida
 σ = tensão
 σ_0 = coeficiente de resistência - equação de Hollomon
 σ_{erec} = limite de escoamento do metal recozido
 σ_{etref} = limite de escoamento do metal trefilado
 σ_{rrec} = limite de resistência do metal recozido
 σ_{rtref} = limite de resistência do metal trefilado
 σ_{tref} = tensão de trefilação
 Γ_1 e Γ_2 = superfícies esféricas de descontinuidade

ψ = função de fluxo na trefilação

ψ_p = função de fluxo principal na trefilação

ψ_1 a ψ_6 = funções de fluxo definidas ao longo do raio da barra na trefilação

1. INTRODUÇÃO

A previsão das propriedades finais de metais submetidos a operações de conformação mecânica representa uma importante área de estudo na indústria metalúrgica, facilitando o desenvolvimento de produtos com características pré-definidas e favorecendo a implantação dos processos. No entanto, para um eficaz controle das mesmas, se faz necessário associar um profundo estudo do encruamento do material a uma ampla compreensão das operações envolvidas. Dessa forma, as pesquisas devem incluir diversos fatores, tais como a análise das variáveis de trabalho (geometria, atrito, temperatura e taxa de deformação), a influência dos aspectos estruturais do material e os efeitos dos tratamentos térmicos e/ou mecânicos previamente realizados no comportamento subsequente do mesmo.

No caso da trefilação de barras, objeto deste estudo, especial atenção deve ser conferida às características da deformação na operação. A heterogeneidade inerente à mesma, originada a partir da ocorrência de uma distorção ou cisalhamento interno decrescente da superfície para o centro do metal, estaria associada não somente a magnitudes de deformação distintas, mas também à ocorrência de diferentes trajetórias de deformação ao longo da seção transversal da peça. Este fenômeno, por sua vez, seria acentuado na medida em que fosse considerada a análise do comportamento mecânico ulterior do material (por exemplo, à tração), visto que implicaria em uma nova alteração no caminho de deformação.

Transientes no escoamento, níveis de encruamento menos severos e até mesmo amaciamento durante o trabalho a frio representam alguns exemplos de resultados atribuídos a tais mudanças na trajetória de deformação. No entanto, apesar da relevância do tema, os trabalhos conduzidos tem abordado principalmente o processamento de chapas e ensaios mecânicos usuais, com raras menções à trefilação de barras. Portanto, para uma percepção mais detalhada tanto do comportamento ou propriedades mecânicas do material trefilado como da operação de conformação, e ainda a realização de uma possível modelagem da mesma, mais investigações parecem ser necessárias.

Dentro deste contexto, a influência do caminho de deformação no encruamento de barras trefiladas foi avaliada neste trabalho. A proposta compreendeu a análise da deformação no processo de trefilação e do encruamento subsequente da amostra, examinado em termos de valor médio e ao longo da seção transversal da mesma, envolvendo ainda o estudo dos efeitos das características estruturais do metal e dos parâmetros geométricos da operação de conformação nos resultados.

2. OBJETIVOS

Objetivo Geral:

Análise do efeito do caminho de deformação no encruamento de metais trefilados através do estudo do comportamento mecânico subsequente dos mesmos e da deformação no processo.

Objetivos Específicos:

- Estudo da deformação na trefilação através do método de visioelasticidade e da técnica de superposição das curvas tensão-deformação.
- Avaliação do comportamento e propriedades mecânicas à tração do metal trefilado, examinado em termos de valor médio e ao longo da seção transversal da amostra, ou seja, considerando a mesma composta por volumes concêntricos.
- Análise de alguns aspectos subestruturais associados aos resultados mecânicos macroscópicos.
- Avaliação dos efeitos das características estruturais dos metais e dos parâmetros geométricos de trefilação no encruamento das barras.

RESUMO

Os efeitos de alterações no caminho de deformação no comportamento mecânico de barras previamente trefiladas foram analisados. Quatro metais foram utilizados nos experimentos: aço inoxidável AISI 304, aço inoxidável AISI 420, cobre eletrolítico e uma liga de alumínio. Dependendo da abordagem realizada, quatro ou nove condições de operação foram consideradas. Inicialmente, a deformação no processo de trefilação foi examinada através das técnicas de visioelasticidade e de superposição das curvas tensão-deformação, possibilitando a avaliação da distribuição da deformação ao longo da seção transversal das amostras e a obtenção da relação entre o coeficiente de deformação redundante e o parâmetro geométrico Δ . O comportamento à tração das barras trefiladas foi também observado, permitindo a análise da influência tanto dos parâmetros do processo como das características estruturais dos metais nos resultados. Paralelamente, a amostra trefilada foi considerada como composta por quatro volumes concêntricos, e os corpos de prova correspondentes a cada uma dessas regiões foram submetidos a testes de tração. Dessa forma, o perfil de encruamento dos materiais foi analisado, através do exame das curvas de escoamento e da distribuição das propriedades mecânicas ao longo do raio da peça. A análise comparativa dos resultados de resistência mecânica e ductilidade referentes às barras trefiladas inteiras e às camadas das mesmas com os dados relativos aos metais apenas tracionados foi conduzida, avaliando a possibilidade de previsão do comportamento mecânico do corpo de prova trefilado a partir da amostra recozida. Por fim, os aspectos subestruturais das camadas central e superficial de dois metais trefilados foram estudados. De maneira geral, os resultados confirmaram os efeitos de caminho de deformação na resposta à tração do material trefilado, destacando-se a influência da magnitude da mudança na trajetória de processamento, evidenciando ainda alguma similaridade de comportamento entre os metais utilizados no trabalho.

ABSTRACT

The effects of strain path changes on the mechanical behavior of predrawn bars were analyzed. Four metals were used in the experiments: AISI 304 stainless steel, AISI 420 stainless steel, copper and one aluminum alloy. Four or nine operation conditions were considered in the work, depending on the approach adopted. The deformation in the drawing process was studied through the viscoplasticity and the stress-strain curves superposition techniques, allowing the evaluation of the strain distribution on the cross section of the samples and the investigation of the relationship between the redundant deformation factor and the Δ parameter. The tensile behavior of the drawn bars was also studied, and the influence of the drawing parameters and the structural features of the metals was analyzed. The drawn sample was also considered as composed by four concentric layers, and the specimens of each layer were subjected to tension tests. Therefore, the work hardening profile of the materials was evaluated, through the examination of the flow curves and the mechanical properties distribution along the radius of the sample. The comparative analysis of strength and ductility results of the full section and the drawn bars layers with the purely tensioned metals data was performed, allowing the analysis of the prediction of the work hardening of the predrawn specimens through the annealed sample response. The substructural aspects of the central and the superficial layers of the metals were analyzed. In general, the results showed the effects of the strain path on the drawn bars tensile behavior, and also the influence of the strain path change magnitude, bringing forth some similarities between the materials used in the work.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Encruamento de Metais

3.1.1. Aspectos Mecânicos e Macroscópicos Gerais do Encruamento de Metais

O estudo do comportamento mecânico dos metais compreende a análise de três etapas distintas, organizadas de acordo com os eventos macroscópicos associados ao mesmo: deformação elástica, deformação plástica e fratura⁽¹⁾. Dentro deste contexto, os fundamentos ou aspectos físicos observados antes e durante a operação e sua relação com a resposta do material vem sendo amplamente investigados⁽²⁾, tanto em testes de laboratório como em operações industriais.

Em adição à análise dos aspectos estruturais, teorias matemáticas foram introduzidas para descrever o comportamento mecânico dos metais. No entanto, em contraste com as equações desenvolvidas para elasticidade, as formulações obtidas para o regime plástico não descrevem com a precisão desejada os resultados verificados experimentalmente⁽³⁾. As diferenças entre os mesmos estariam associadas à complexidade dos fenômenos que ocorrem no metal durante a deformação permanente, cuja principal característica é o encruamento⁽³⁾.

O encruamento consiste no aumento contínuo da tensão a medida que a deformação é conduzida, conforme pode ser observado na figura 3.1. Além de ser uma característica típica do processamento a frio de metais, representa um dos mais importantes métodos ou operações industriais para endurecer os mesmos^(1,3).

Embora possam ser observadas em diversas propriedades físicas (condutividade elétrica, coeficiente de expansão térmica, reatividade química, entre outras), as alterações produzidas pela deformação plástica/encruamento se referem principalmente às propriedades mecânicas do material. Na figura 3.2 é exibida uma representação esquemática dos resultados do comportamento do mesmo em testes de tração⁽³⁾. Verifica-se que, além do aumento na resistência mecânica, conforme esperado, o metal tem sua ductilidade reduzida com a elevação do valor de deformação prévia.

O endurecimento exemplificado nas figuras 3.1 e 3.2 é atribuído à redução da mobilidade média das discordâncias que, por sua vez, estão associadas ao principal mecanismo de deformação plástica do material, o deslizamento. Essa resistência à movimentação se dá pela formação de barreiras, decorrentes da interação direta das discordâncias entre si e com outras imperfeições, ou indireta, com campos de tensões também relativos a defeitos. Dessa forma, diversos processos deverão contribuir para o encruamento do metal: multiplicação de discordâncias, interseção das mesmas resultando em discordâncias bloqueadas e degraus, falhas de empilhamento, refino de grão, adição de átomos de soluto e transformações de fase.

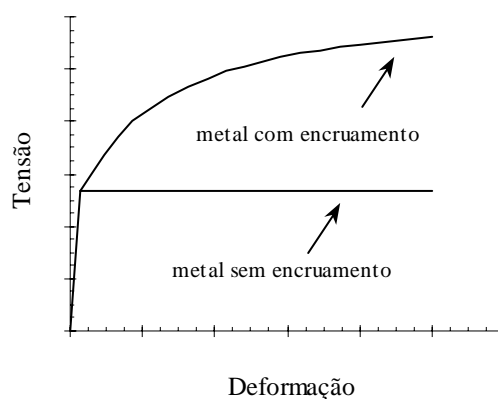


Figura 3.1 - Representação esquemática da curva tensão-deformação para materiais sem encruamento e com encruamento⁽¹⁾.

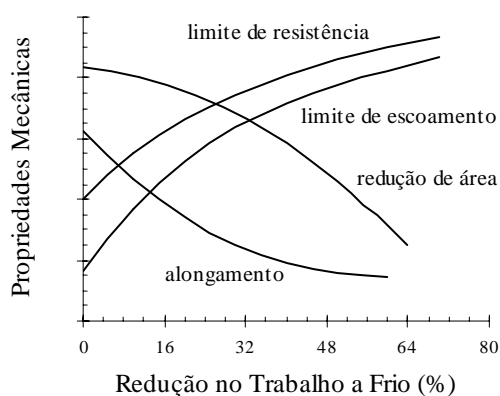


Figura 3.2 - Representação esquemática da variação de propriedades mecânicas à tração (limites de escoamento e resistência, alongamento e redução de área) com o trabalho a frio do metal⁽³⁾.

3.1.2. Aspectos Micro e Subestruturais do Encruamento de Metais: Teorias

Diversas teorias foram propostas com o objetivo de descrever o encruamento dos metais. O desenvolvimento das mesmas foi realizado a partir da análise dos aspectos micro e subestruturais do material durante a deformação plástica. Devido à quantidade e complexidade dos fatores envolvidos no processo (estrutura do material, energia de falha de empilhamento, taxa de deformação, temperatura de trabalho, entre outros), os modelos foram construídos com base em configurações específicas de discordâncias - densidade e distribuição^(1,4). Dessa forma, as teorias disponíveis poderiam ser aplicadas com certa precisão para determinadas situações ou operações, não representando, no entanto, um princípio geral para o comportamento mecânico dos metais⁽⁴⁾.

Um dos estudos mais antigos sobre o encruamento foi apresentado por TAYLOR^(1,5). A teoria foi elaborada a partir da suposição de uma curva tensão-deformação de monocristais de formato parabólico e distribuição de discordâncias uniforme. O aumento da resistência mecânica do metal com a deformação plástica estaria associado à interação elástica e consequente travamento das discordâncias, dando origem a tensões internas. A ocorrência de arranjos totalmente regulares e a ausência de referência ao mecanismo de deslizamento cruzado representam as principais restrições deste modelo.

MOTT⁽¹⁾ também supôs que a curva de escoamento de monocristais seria parabólica e que o endurecimento do material estaria relacionado ao aparecimento de tensões internas. No entanto, diferentemente do que havia sido apresentado no estudo anterior, as fontes de tensões internas estariam associadas a grupos de discordâncias empilhadas e a distribuição das mesmas no metal já não seria mais uniforme.

As teorias mais recentes, elaboradas por SEEGER^(1,5,6), KUHLMANN-WILSDORF^(1,4-6), LI⁽⁵⁾, entre outros, foram desenvolvidas a partir da análise de curvas tensão cisalhante-deformação cisalhante obtidas em testes de tração de cristais com estrutura cúbica de faces centradas. Os resultados observados para diferentes substâncias são qualitativamente similares⁽⁴⁾: o comportamento mecânico ou encruamento do metal poderia ser dividido em três fases, conforme a figura 3.3.

O primeiro estágio, ou região de deslizamento fácil, teria início com a ocorrência da tensão cisalhante crítica resolvida τ_1 , abaixo da qual pouca ou nenhuma deformação plástica seria verificada. O valor da mesma, equivalente ao limite de escoamento observado nas curvas tensão-deformação de policristais⁽³⁾, estaria associado à resistência à movimentação das discordâncias no sistema de deslizamento primário, ou seja, à tensão de Peierls-Nabarro^(4,6). A partir de τ_1 , o escoamento do material se daria a baixos valores de taxa de encruamento, representados por θ_1 . Nesta fase, a acentuada multiplicação de discordâncias e expansão e penetração das mesmas através de regiões do cristal ainda relativamente livres parecem ser os mecanismos subestruturais predominantes^(1,4,5). A taxa de encruamento observada seria resultado de diversos processos: interações de longo alcance entre os anéis de discordâncias⁽⁵⁾, resistência à formação dos mesmos em função da presença de tensão de linha^(4,5), geração de degraus pela interseção de discordâncias móveis com florestas e aparecimento de emaranhados decorrentes da reação das discordâncias com defeitos pontuais⁽⁴⁾. A presença de impurezas, a mudança na orientação do cristal e o aumento da temperatura poderiam levar à total eliminação desta região da curva⁽⁶⁾.

A ativação dos sistemas de deslizamento secundários^(1,6) e a ocorrência de distribuição de discordâncias quase uniforme ao longo do cristal (inexistência de regiões livres de defeitos)⁽⁴⁾ representariam a transição entre as fases I e II da curva mostrada na figura 3.3. O estágio II teria como principais características a elevada taxa de encruamento θ_2 (aproximadamente dez vezes o

valor de θ_1) e a relação linear entre a tensão e a deformação descrita pela mesma, sendo denominado, portanto, região de encruamento linear. Diferentemente da fase anterior, alterações na temperatura de trabalho, na taxa de deformação e na composição do metal não levariam a mudanças consideráveis no comportamento mecânico observado (θ_2 praticamente constante)⁽⁴⁾. Em relação aos fenômenos estruturais, o aumento contínuo do número de fontes geradoras de discordâncias e a conseqüente elevação da densidade das mesmas poderiam ser verificados^(1,5). Esses fatores seriam acrescidos da interação das imperfeições ativas no sistema de deslizamento primário, responsável pela maioria da deformação plástica do metal, com as irregularidades do secundário⁽⁶⁾. A pronunciada formação de degraus e de discordâncias de Lomer-Cottrell representariam os principais obstáculos ao deslizamento no material^(1,5,6), levando à formação de emaranhados e, posteriormente, à evolução de estrutura celular. A geração de tensões internas de longo alcance associadas à reação entre os anéis de discordâncias e as barreiras ao movimento e expansão dos mesmos^(1,5), e o aumento da tensão necessária para curvar e produzir esses segmentos de discordâncias (ou seja, superar a tensão de linha)^(4,5) foram indicados como responsáveis pela alta taxa de encruamento neste estágio.

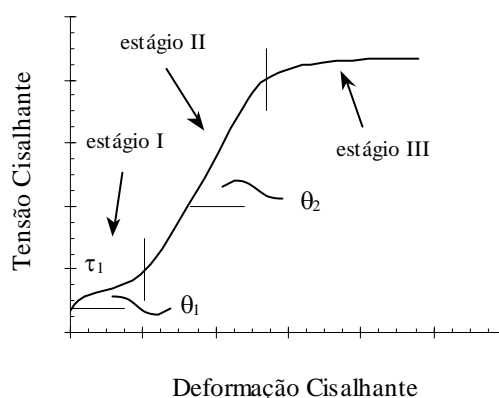


Figura 3.3 - Representação esquemática da curva tensão cisalhante-deformação cisalhante de monocristais cúbicos de faces centradas.

A terceira e última fase observada na curva tensão cisalhante-deformação cisalhante é a chamada região de encruamento parabólico⁽⁶⁾. Neste estágio, a taxa de encruamento, antes de valor constante e elevado, decresce continuamente, caracterizando a ocorrência do processo de recuperação dinâmica. Em termos de mecanismos de deformação, o deslizamento cruzado é apontado como um dos principais fatores associados ao fenômeno^(1,5,6). Através do mesmo, as discordâncias próximas às barreiras se tornam capazes de circundá-las, além da possível aniquilação mútua quando em sinais opostos. Como resultado, observa-se o desenvolvimento de uma estrutura celular (a ser descrita com detalhes a seguir) que representa um rearranjo do material em configurações de menor

energia, levando à diminuição dos campos de tensões associados às imperfeições. A distância média através da qual as discordâncias podem mover-se é relativamente maior, assim como é reduzida a probabilidade de interação de umas com as outras. Ainda em relação à diminuição acentuada da taxa de encruamento, alguns trabalhos se referem à contribuição do processo de escalagem na recuperação dinâmica do metal^(4,5). O mecanismo que proporcionaria o início da mesma dependeria de diversos fatores, principalmente do material em estudo. No entanto, os resultados observados na curva seriam decorrentes da ação conjunta de ambos: deslizamento cruzado e escalagem. Assim como é verificado para a região de deslizamento fácil, a temperatura e a taxa de deformação afetam de forma significativa o encruamento nesta fase.

Alguns trabalhos ainda se referem à existência de uma quarta fase na curva de encruamento dos metais⁽⁷⁻⁹⁾. O início da mesma estaria associado a uma drástica redução de emaranhados decorrentes da interação entre discordâncias e defeitos pontuais⁽⁸⁾. Assim como no estágio anterior, uma baixa taxa de encruamento caracterizaria esta região, cujo valor estaria relacionado à evolução contínua de tensões internas no interior das células de discordâncias, de forma relativamente independente da temperatura e da taxa de deformação⁽⁹⁾.

3.1.3. Aspectos Micro e Subestruturais do Encruamento de Metais: Morfologia

Conforme pode ser observado na descrição dos estágios da curva tensão cisalhante-deformação cisalhante, uma das principais características ou resultados da deformação plástica nos metais seria a organização das discordâncias em determinados arranjos subestruturais. A formação dos mesmos se daria de acordo com o conceito de estruturas de discordâncias de baixa energia - *low energy dislocation structures* LEDS, através do qual é afirmado que, dentre todas as configurações de discordâncias possíveis e que estão em equilíbrio com as tensões aplicadas, serão formadas aquelas que minimizem a energia do sistema^(4,7,10). Os sistemas de deslizamento disponíveis, a mobilidade das discordâncias, os obstáculos presentes e a tensão de atrito representariam fatores limitantes ao desenvolvimento das diversas estruturas.

Dentre os arranjos verificados no metal, destacam-se a estrutura celular (mencionada no texto - estágios 2, 3 e 4), os blocos de células ou contornos geometricamente necessários, e os arranjos planares de discordâncias.

A estrutura celular é composta por elementos de volume relativamente rotacionados entre si - células, cujas paredes são formadas por regiões de alta densidade de discordâncias - emaranhados (também classificadas como contornos de discordâncias incidentais - *incidental dislocation boundaries* IDBs⁽¹¹⁾), delimitando zonas com quantidade inferior à densidade média de defeitos no metal^(2,3). O tamanho desses domínios independe do tamanho de grão inicial e decresce até um

determinado valor limite, a partir do qual se torna constante, de forma que apenas as paredes tendem a engrossar com o prosseguimento da deformação plástica⁽¹²⁾. A representação esquemática do desenvolvimento da estrutura celular pode ser observada na figura 3.4⁽³⁾, seguida de exemplos apresentados para dois materiais e processos distintos (figura 3.5)^(13,14).

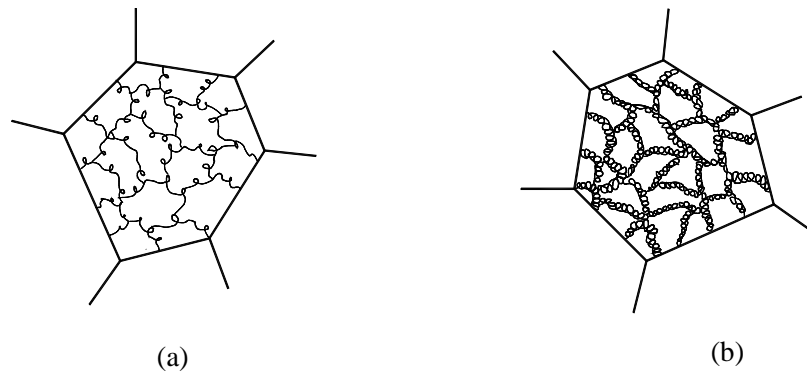


Figura 3.4 - Representação esquemática da formação de estrutura celular no metal: (a) 10% de deformação e (b) 50% de deformação⁽³⁾.

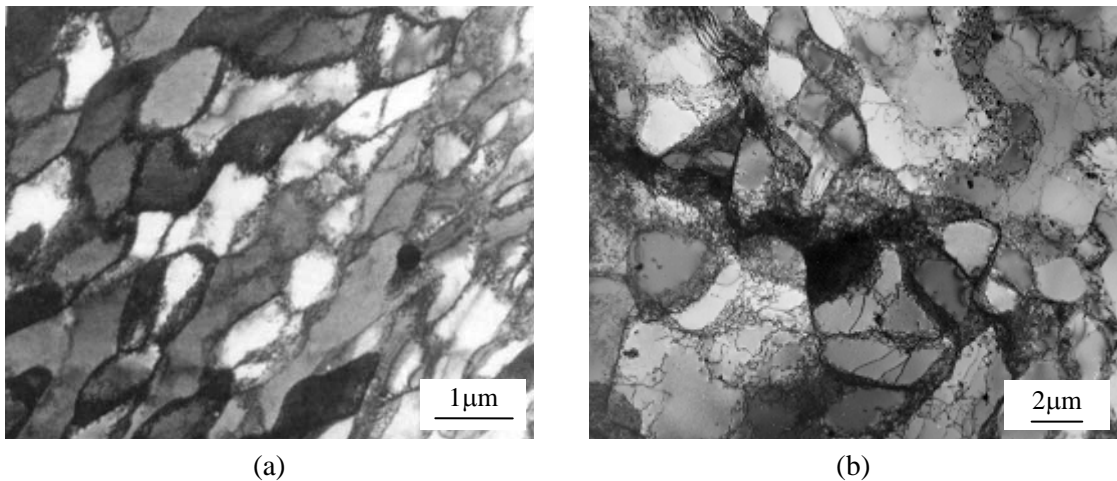


Figura 3.5 - Exemplos de estrutura celular obtida com a deformação: (a) cobre/ensaio de fadiga⁽¹³⁾ e (b) liga de alumínio 6063/trefilação⁽¹⁴⁾.

Conforme pode ser observado na figura 3.4(a), a obtenção de estrutura celular se dá para valores relativamente baixos de deformação aplicada. Com a continuação do processamento, além do aumento da espessura das paredes das células, figura 3.4(b), uma constante elevação no ângulo de rotação entre as mesmas é verificada. À medida que essa diferença de orientação de rede se torna mais pronunciada, as células não são mais capazes de atuar com as mesmas combinações de

sistemas de deslizamento. Dessa forma, para grandes deformações, uma nova estrutura é observada no material: os subgrãos⁽²⁾.

Ainda em relação à formação de estrutura celular no metal, acredita-se que o desenvolvimento da mesma esteja associado à ocorrência de deslizamento cruzado, como mencionado na seção 3.1.2, através do qual as discordâncias se acomodam nos emaranhados que constituem as paredes das células⁽¹²⁾. Portanto, apenas os materiais susceptíveis a esse tipo de fenômeno deverão apresentar essa distribuição não uniforme de discordâncias, tais como metais com estrutura cúbica cristalina de corpo centrado e estrutura cristalina cúbica de face centrada e alta energia de falha de empilhamento⁽³⁾. Para os materiais nos quais os processos de recuperação dinâmica são difíceis ou não verificados, as discordâncias organizam-se em arranjos planares, e determinados fenômenos apresentados na descrição do terceiro estágio da curva de encruamento não ocorrem ou se darão de forma menos pronunciada, conforme observado a seguir⁽²⁾.

O segundo arranjo subestrutural mencionado, blocos de células ou contornos geometricamente necessários, é apresentado nas figuras 3.6 e 3.7^(2,15). Esse tipo de fragmentação de grãos está relacionado à ativação e combinação de diferentes sistemas de deslizamento em distintas regiões de um mesmo cristal, fenômeno decorrente da interferência de grãos adjacentes⁽²⁾. Essas regiões sofrem diferentes rotações durante a deformação plástica, levando a uma gradual reorientação da rede e à consequente formação dos blocos de células - *cell blocks* CBs. Estes, por sua vez, representam arranjos constituídos de estrutura celular ordinária delimitada pelos contornos geometricamente necessários - *geometrically necessary boundaries* GNBs⁽¹¹⁾, espécie de fronteira que aparece sob a forma de paredes de alta densidade de discordâncias - *dense dislocations walls* DDWs e microbandas - *microbands* MBs⁽¹⁶⁾. Em relação às últimas, três morfologias podem ser verificadas⁽²⁾: *strings of small pancake shaped cells* SPC, *long paired dislocation sheets* PDS (formados a partir da divisão de longas e contínuas DDWs) e *double walls* DW (formados a partir da divisão de curtas DDWs).

Assim como foi observado para o desenvolvimento de estrutura celular, à medida que a deformação no metal aumenta, a subdivisão dos grãos e a morfologia da estrutura obtida também são alteradas^(2,16). Para baixos valores de deformação, o arranjo subestrutural é constituído basicamente de blocos de células e paredes de alta densidade de discordâncias. Com o prosseguimento da operação, as DDWs se transformam em microbandas e uma constante mudança de orientação de rede nos blocos, uns em relação aos outros, é verificada. Em algum momento, os CBs adjacentes de um determinado bloco atuam da mesma maneira que os grãos vizinhos ao cristal em análise o fizeram. Como resultado desse deslizamento “desigual”, novos blocos de células são desenvolvidos (e consequentemente paredes com alta densidade de discordâncias e microbandas), de forma a acomodar a deformação. Esse fenômeno é verificado para valores de deformação plástica de até cerca de 30%, a partir do qual a taxa de rotação dos blocos de células decresce. Segue-se um

aumento contínuo na densidade de discordâncias, promovendo a elevação da taxa de rotação das células no interior dos blocos. Essas, por sua vez, passam a operar com combinações de sistemas de deslizamento diferentes. Dessa forma, como resultado de grandes deformações aplicadas, os aspectos subestruturais do metal também poderão estar associados à presença de subgrãos⁽²⁾. Por outro lado, alguns trabalhos também indicam a ocorrência de um novo tipo de subcontorno para elevadas deformações plásticas, os contornos lamelares - *lamellar boundaries* LBs, que se diferenciam das MBs pelos valores superiores de desorientação e por se apresentarem dispostos paralelamente à direção da deformação macroscópica⁽¹⁶⁾.

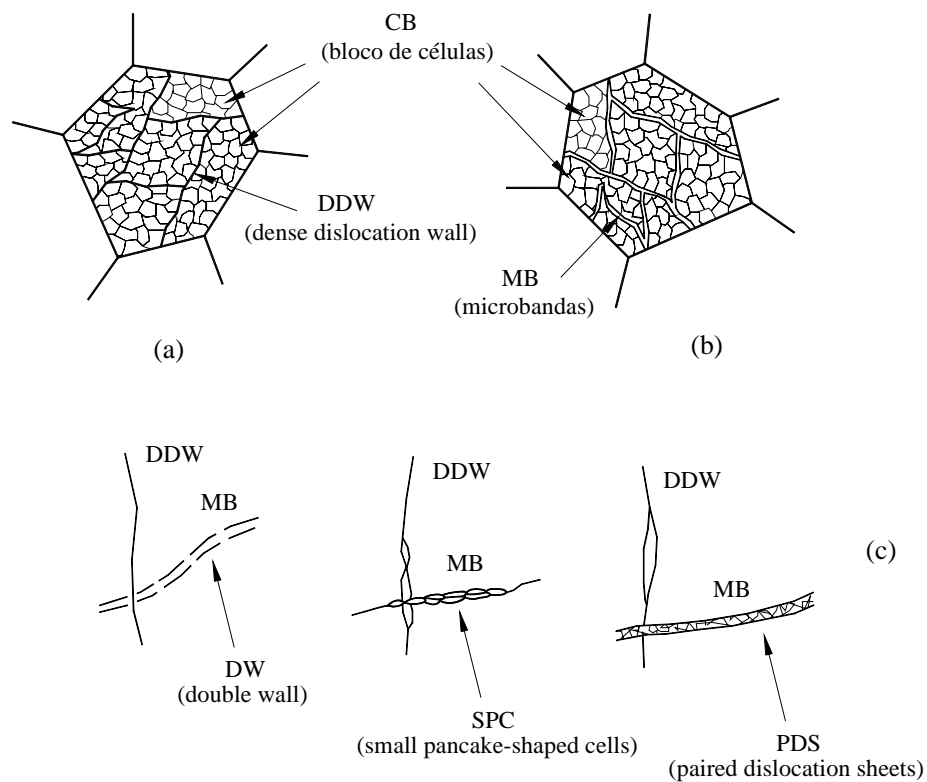


Figura 3.6 - Representação esquemática dos aspectos subestruturais de um metal durante a deformação: (a) e (b) paredes de alta densidade de discordâncias DDWs, microbandas MBs e blocos de células CBs, (c) morfologia das microbandas: *double wall* DW, *small pancake-shaped cells* SPC e *paired dislocation sheets* PDS⁽²⁾.

Em termos de metais nos quais o arranjo estrutural mostrado acima é possível, os resultados são similares àqueles observados para a formação de estrutura celular ordinária, visto que a configuração de discordâncias obtida também deverá estar associada ao mecanismo de deslizamento cruzado.

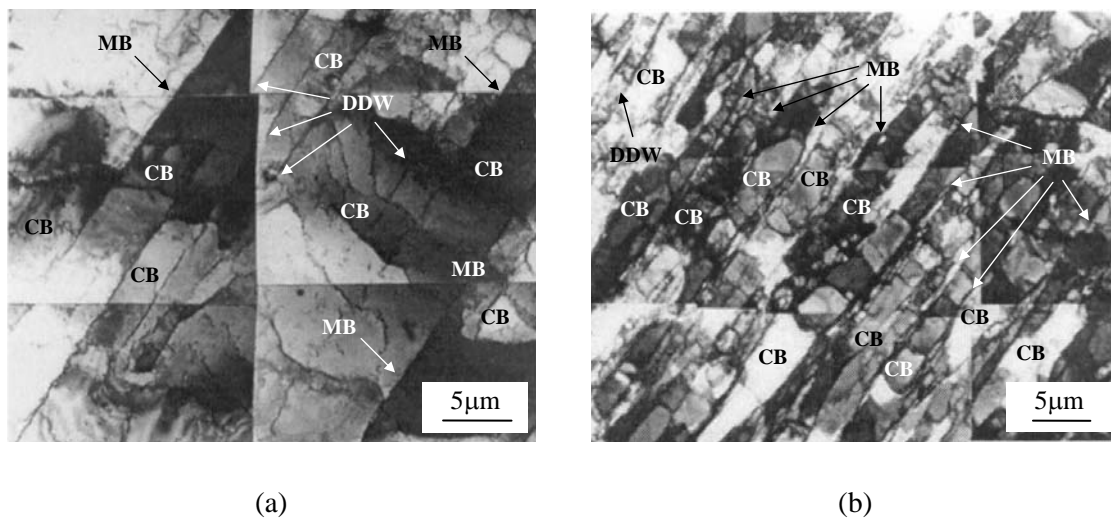


Figura 3.7 - Exemplos dos aspectos subestruturais de amostras de alumínio puro durante a deformação plástica, blocos de células delimitados por DDW's e MB's: (a) microbandas de forma DW e (b) microbandas de forma DW, SPC, PDS⁽¹⁵⁾.

Os arranjos planares ou redes de Taylor são estruturas compostas de grupos de discordâncias paralelas e de sinal alternado, em uma organização tridimensional cuja densidade de defeitos parece ser quase uniforme (figuras 3.8 e 3.9)^(2,7). Assim como são observados os contornos geometricamente necessários nos arranjos descritos anteriormente, a ocorrência de subcontornos neste tipo de estrutura também é verificada. Trata-se dos chamados contornos de domínio, exemplificados com setas na figura 3.9(a).

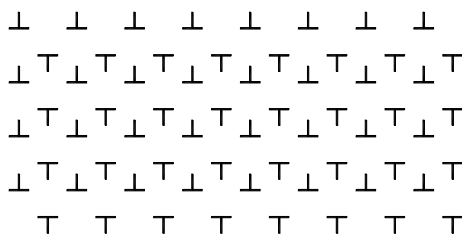


Figura 3.8 - Representação esquemática de um arranjo planar ou rede de Taylor no metal⁽⁷⁾.

Apesar de ser uma configuração de discordâncias relativamente comum, típica de metais com estrutura cristalina cúbica de faces centradas e baixa energia de falha de empilhamento, as investigações sobre as redes de Taylor representam muito pouco se comparado às informações obtidas a respeito do desenvolvimento de estrutura celular nos materiais^(2,7). Ainda vale ressaltar que

se trata de um arranjo verificado também nos demais tipos de metais durante o início da deformação (estágios iniciais da curva de encruamento) e que pode ser induzido pela elevação das forças de atrito decorrente da adição de soluto no material⁽²⁾.

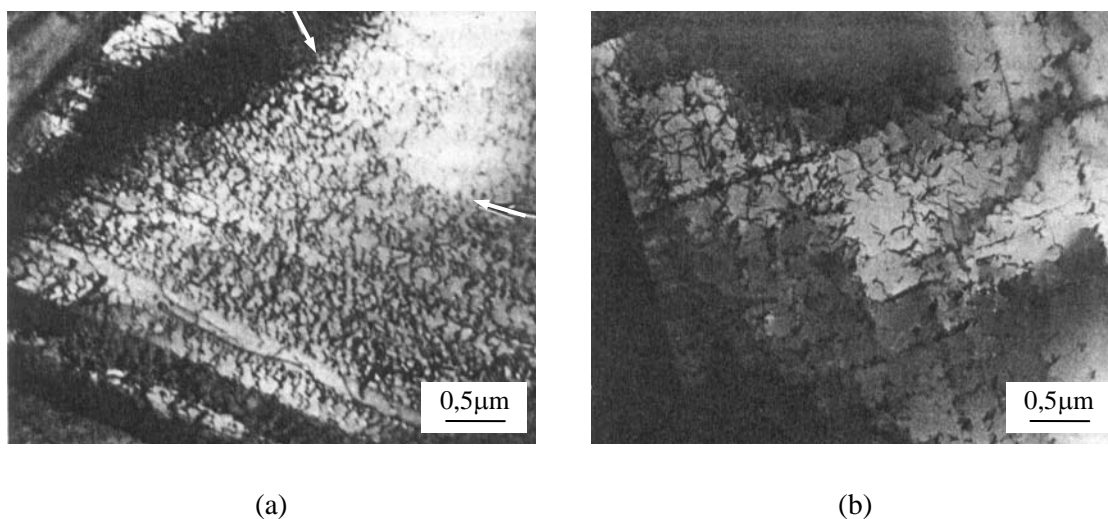


Figura 3.9 - Exemplos de arranjos planares ou redes de Taylor observados em amostras de aço inoxidável austenítico submetido a esforços de tração⁽⁷⁾.

3.1.4. Caminho de Deformação x Encruamento de Metais

Conforme pode ser observado, os itens 3.1.1 a 3.1.3 abordaram, de forma resumida, as características gerais do encruamento de metais durante o processamento a frio. Os aspectos mencionados corresponderam à relação crescente entre a resistência mecânica e a deformação plástica.

No entanto, sob condições de deformação específicas, essa relação monotônica ou encruamento progressivo podem não ser verificados durante a deformação plástica. Trata-se do efeito do caminho de deformação (*strain path*) no comportamento mecânico dos materiais. Na figura 3.10 é mostrada uma representação esquemática do fenômeno⁽¹⁷⁾. O metal previamente deformado é submetido a novos esforços, de natureza, direção ou sentidos opostos, cujos resultados diferem daqueles relativos ao processamento contínuo. Dois tipos de comportamento no recarregamento são apontados: tensão de fluxo inicial inferior associada a uma taxa de encruamento superior (tipo 1), em comparação com os resultados observados para o material deformado monotonicamente, e tensão de fluxo superior acompanhada de taxa de encruamento inferior ou negativa (tipo 2).

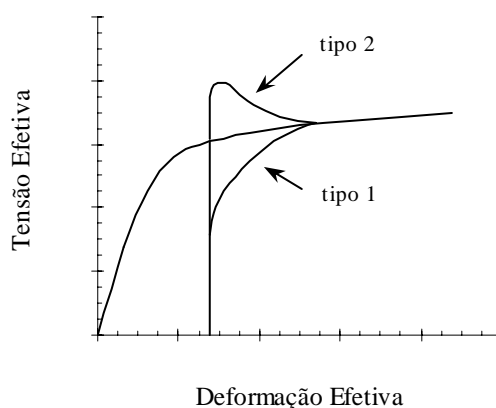


Figura 3.10 - Representação esquemática do efeito do caminho de deformação na curva de escoamento de metais⁽¹⁷⁾.

As curvas apresentadas na figura 3.10 representam apenas um exemplo do que seria o encruamento atípico de um metal submetido a alterações na trajetória de deformação. Os resultados não se restringem àqueles observados na mesma, incluindo ocorrência de transientes na curva tensão-deformação e na taxa de encruamento, estado de tensões saturadas e amaciamento de amostras previamente deformadas. Em relação às condições de processamento, as análises poderiam ser divididas em dois grupos. O primeiro seria referente à deformação em dois (ou mais) estágios, ou seja, compreenderia os trabalhos associados à mudança no caminho de deformação sem aplicação de esforços repetitivos. O segundo envolveria os experimentos relativos à deformação cíclica, observada isoladamente ou associada à deformação monotônica.

A seguir são apresentados alguns resultados de investigações que abordam este tema, onde poderão ser verificados os efeitos das características estruturais dos materiais empregados e da utilização de processos de deformação distintos no comportamento mecânico posterior das amostras, bem como a análise dos aspectos subestruturais associados ao mesmo.

3.1.4.1. Deformação em dois estágios

Como citado anteriormente, a deformação em etapas representa uma das condições de carregamento nas quais os efeitos do caminho de deformação podem ser observados, podendo ser realizada com esforços seqüenciais de naturezas distintas ou esforços seqüenciais de mesma natureza, porém com diferentes direções ou sentidos.

As figuras 3.11 e 3.12 mostram resultados de experimentos desenvolvidos por DOUCET e WAGONER⁽¹⁸⁾ e por WAGONER e LAUKONIS⁽¹⁹⁾, nos quais são associados processos de

naturezas distintas: estado plano de deformação ou laminação seguidos de tração. Os testes confirmam a ocorrência dos dois tipos de comportamento mostrados na figura 3.10. As amostras de latão 70/30 apresentaram no recarregamento tensão inicial inferior seguida de taxa de encruamento superior - fenômeno denominado transiente negativo (figura 3.11). Resultados opostos foram observados para o aço livre de intersticiais IF, caracterizado pela tensão de escoamento superior e taxa de encruamento negativa - transiente positivo. Já para o aço acalmado ao alumínio, os ensaios foram realizados com o objetivo de avaliar a influência do tipo de pré-deformação na tração subsequente (figura 3.12). Em ambos os testes, curvas similares foram obtidas, cujos dados são semelhantes àqueles verificados para o aço livre de intersticiais. Dessa forma, os experimentos levaram às seguintes conclusões: os aspectos estruturais dos materiais iriam influenciar o comportamento mecânico observado que, no entanto, seria independente do tipo de pré-deformação aplicada (para esta situação).

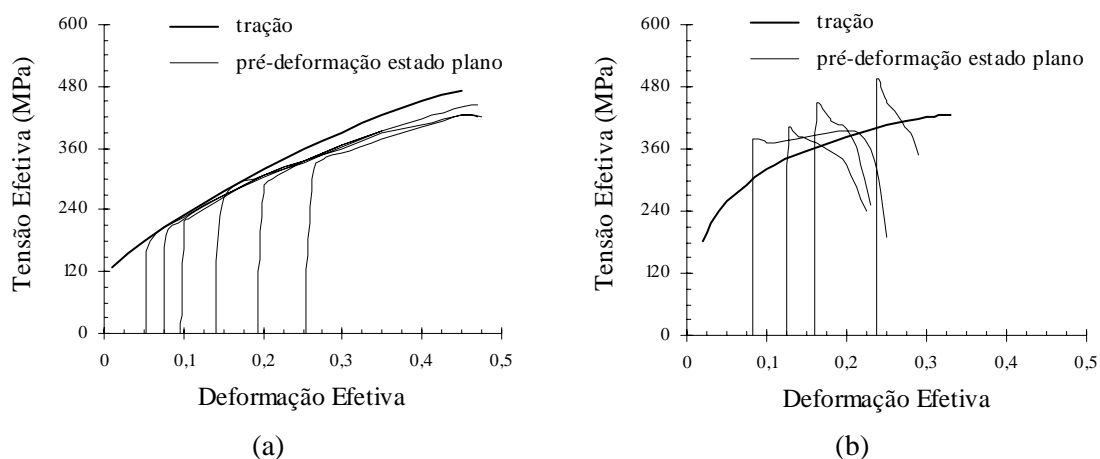


Figura 3.11 - Comparação entre as curvas tensão-deformação obtidas em testes de tração uniaxial de amostras recozidas e pré-deformadas no estado plano: (a) latão 70/30 e (b) aço livre de intersticiais - IF⁽¹⁸⁾.

SILLEKENS et al⁽²⁰⁾, também avaliando a influência da combinação de diferentes tipos de esforços no escoamento de metais, submeteu corpos de prova de ferro ARMCO previamente tracionados a ensaios de torção e compressão (figura 3.13). Para a seqüência tração/torção, tensões iniciais elevadas e taxa de encruamento inferior são verificadas no segundo estágio de deformação, resultados contrários àqueles obtidos para o processamento tração/compressão. No entanto, para as duas situações, a curva parecer tender para aquela relativa ao último tipo de esforço aplicado. Os resultados evidenciam ainda que, para estes experimentos, o tipo de deformação subsequente representaria um fator determinante no encruamento do material.

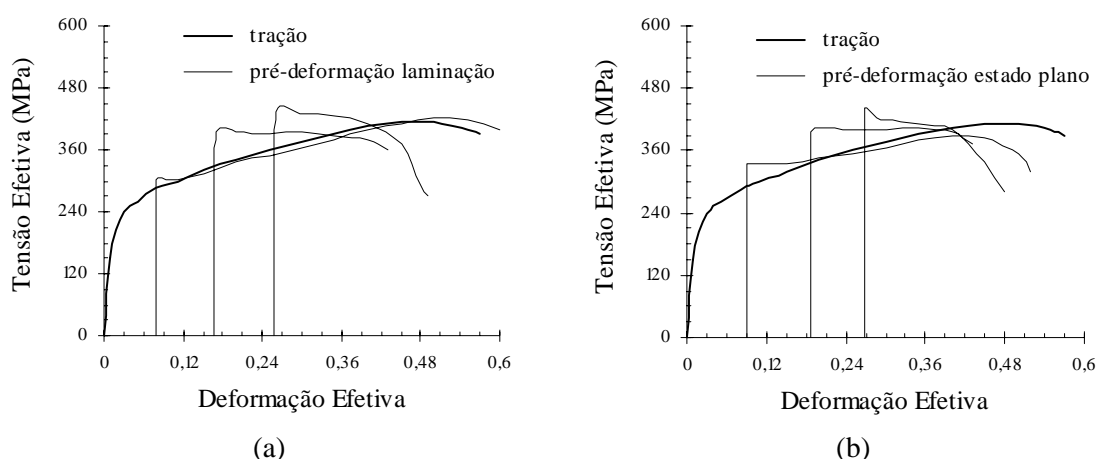


Figura 3.12 - Comparação entre as curvas tensão-deformação obtidas em testes de tração uniaxial de amostras de aço acalado ao alumínio recozidas e pré-deformadas: (a) por laminação e (b) no estado plano de deformação⁽¹⁹⁾.

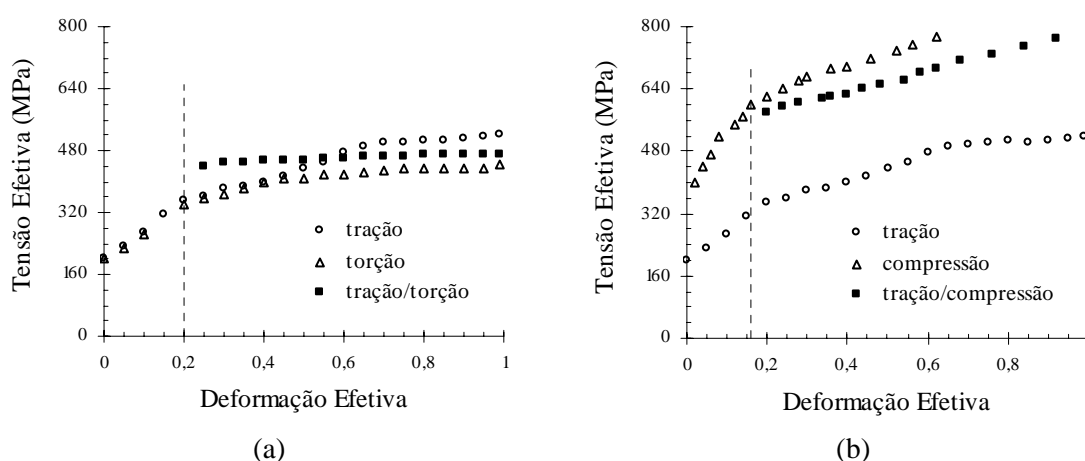


Figura 3.13 - Curvas tensão-deformação do ferro Armco: (a) tração, torção e tração seguida de torção e (b) tração, compressão e tração seguida de compressão⁽²⁰⁾.

Os efeitos da associação de deformações de mesma natureza são exemplificados nas figuras 3.14 e 3.15. Os experimentos, conduzidos por LLOYD e SANG⁽²¹⁾, foram realizados através de testes de tração em amostras de alumínio 3003 e da liga Ni-Fe-Al, com mudança de 90° no eixo de aplicação da força entre o primeiro e o segundo estágio. As curvas obtidas são similares às aquelas apresentadas anteriormente, e o tipo de comportamento foi observado de acordo com o metal em estudo. A influência da mudança no caminho de deformação na ductilidade dos materiais também foi analisada, através da avaliação da deformação residual uniforme das amostras pré-deformadas (figuras 3.14(b) e 3.15(b)). O alumínio 3003 apresentou valores abaixo daqueles previstos teoricamente (referentes à deformação monotônica) enquanto os resultados da liga Ni-Fe-Al foram

superiores. Dessa forma, o comportamento relativo à elevação das tensões de recarregamento e diminuição da taxa encruamento estaria associado à redução da ductilidade do metal e vice-versa.

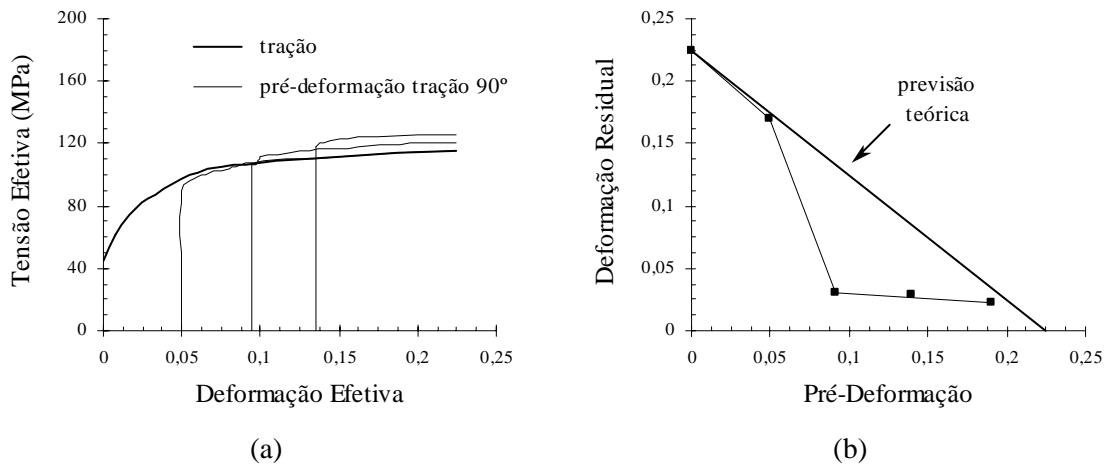


Figura 3.14 - Efeito da mudança de 90° no eixo de tração em amostras da liga de alumínio 3003: (a) curvas tensão-deformação e (b) deformação residual uniforme⁽²¹⁾.

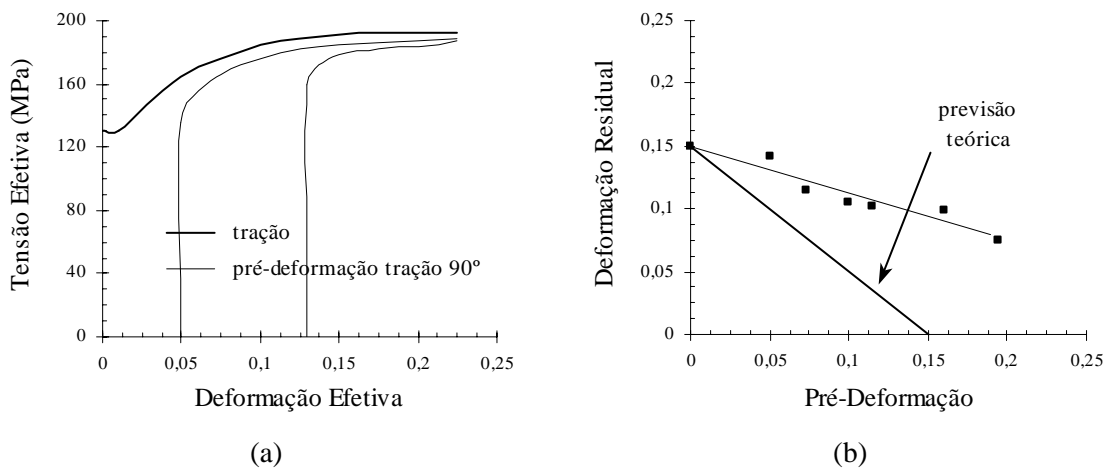


Figura 3.15 - Efeito da mudança de 90° no eixo de tração em amostras de uma liga Ni-Fe-Al: (a) curvas tensão-deformação e (b) deformação residual uniforme⁽²¹⁾.

WILSON et al⁽²²⁾, em testes de tração semelhantes àqueles apresentados nas figuras 3.14 e 3.15, associaram a ocorrência das alterações no encruamento das ligas de alumínio AA1050 e AA2014 (figura 3.16) ao rearranjo das discordâncias durante o recarregamento. A redução transitente observada na taxa de encruamento da liga AA1050 seria causada pela dissolução parcial das paredes das células ou outras regiões de alta densidade de discordâncias, que se tornariam instáveis

no segundo modo de deformação. Já o aumento na taxa de encruamento, verificado para a liga AA2014, estaria relacionado à reorientação dos componentes das tensões internas geradas na pré-deformação. Em termos de comportamento mecânico, essas diferenças em relação à tração uniaxial seriam passageiras, visto que tanto as curvas de escoamento como a taxa de encruamento tenderiam para aquelas provenientes da deformação monotônica. A magnitude e a ocorrência dos fenômenos se dariam em função das características estruturais do metal e da seqüência de deformação aplicada.

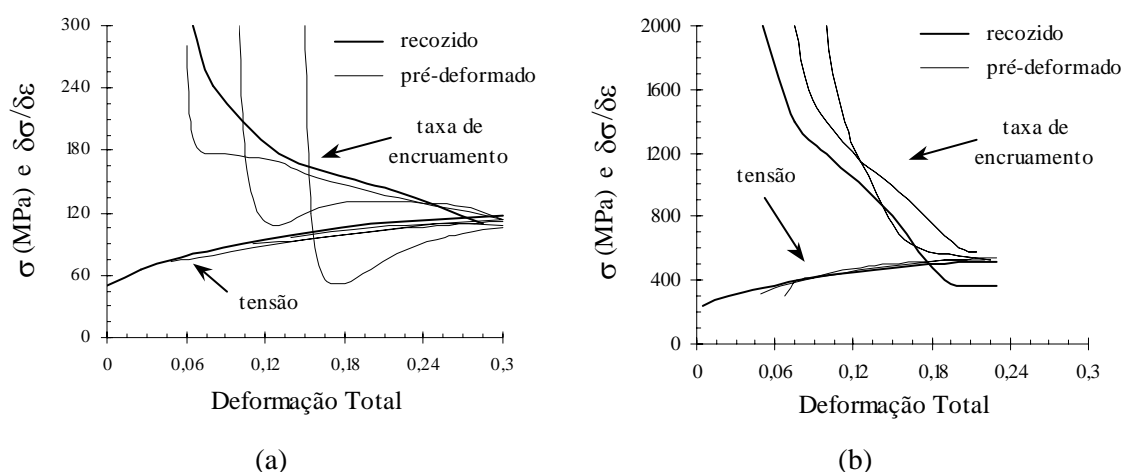


Figura 3.16 - Efeito da mudança de 90° no eixo de tração nas curvas tensão-deformação e taxa de encruamento-deformação: (a) liga de alumínio AA1050 e (b) liga de alumínio AA2014⁽²²⁾.

Os aspectos subestruturais associados ao encruamento subsequente de metais previamente deformados também foram analisados por FERNANDES e VIEIRA⁽²³⁾ e VIEIRA e FERNANDES⁽²⁴⁾. Testes de tração realizados em amostras de cobre laminadas em diferentes magnitudes mostraram a ocorrência de comportamento mecânico do tipo 2, ou seja, tensões iniciais superiores, taxas de encruamento reduzidas e curvas tendendo para aquelas relativas ao escoamento do metal recozido (figura 3.17). Os eventos estruturais referentes a esses resultados podem ser observados na figura 3.18. O metal processado apenas por tração (deformação = 0,25) é caracterizado pela presença de estrutura celular bem definida, com densidade de discordâncias relativamente baixa em seu interior. A laminação (deformação = 0,26), por sua vez, também promove o desenvolvimento dessa estrutura que, no entanto, aparece difusa e com emaranhados na região interna das células. Já o recarregamento na tração (deformação = 0,02) de amostras pré-laminadas (deformação = 0,16) parece levar à dissolução e rearranjo da configuração de discordâncias que, com a continuidade do processamento (deformação = próxima à ruptura), torna-se semelhante à estrutura observada para o metal deformado uniaxialmente.

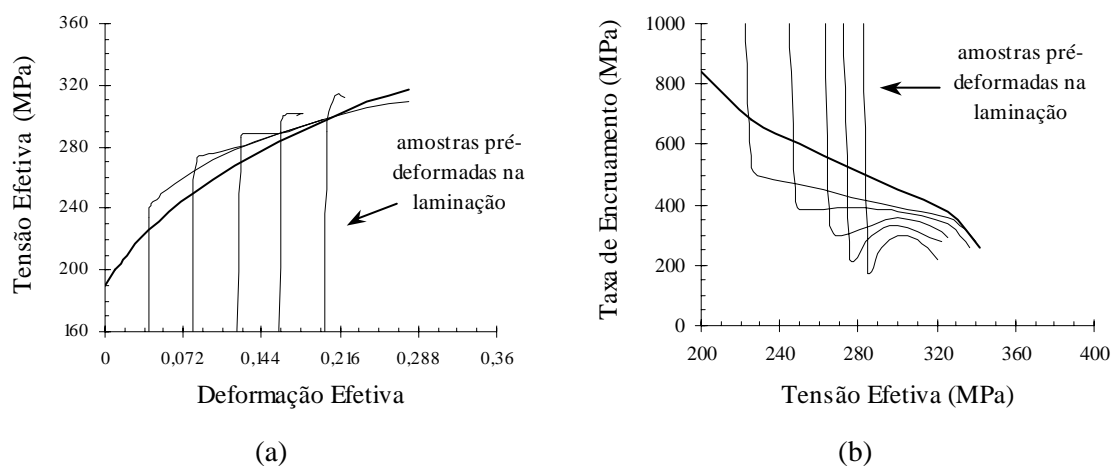


Figura 3.17 - Efeito da aplicação da pré-deformação por laminação na tração subsequente de cobre: (a) curvas tensão-deformação e (b) curvas taxa de encruamento-tensão^(23,24).

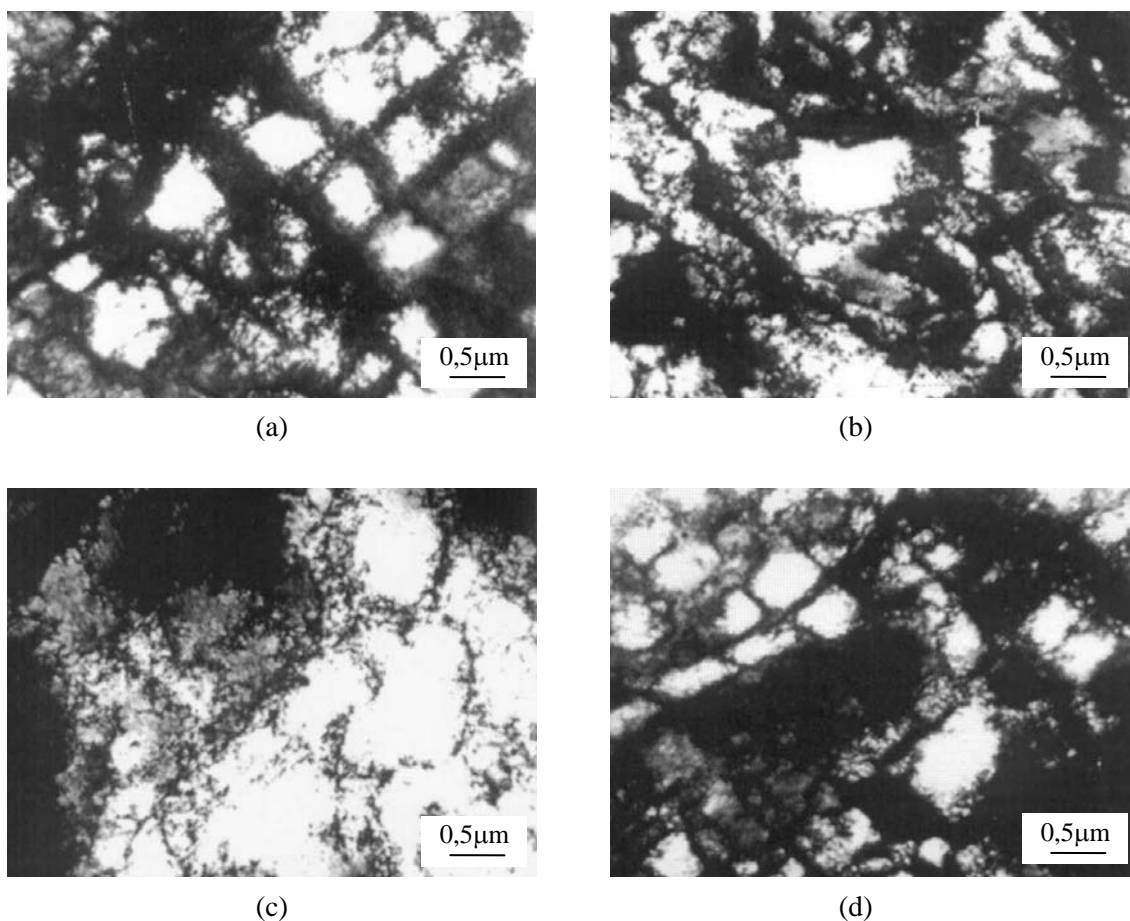


Figura 3.18 - Aspectos subestruturais de amostras de cobre deformadas: (a) tração - $\epsilon = 0,25$, (b) laminação - $\epsilon = 0,26$, (c) laminação - $\epsilon = 0,16$ seguida de tração - $\epsilon = 0,02$ e (d) laminação - $\epsilon = 0,16$ seguida de tração - $\epsilon =$ próximo da ruptura^(23,24).

RAUCH et al⁽²⁵⁾ avaliaram a relação entre o comportamento mecânico e as modificações internas em metais com distintas características estruturais (figuras 3.19 e 3.20). Corpos de prova de alumínio AA1050 e AA6022 foram processados por tração seguida de cisalhamento (aplicação a 135° do eixo de tração). Para o primeiro, níveis de tensão inferiores e redução transiente na taxa de encruamento foram observados (figura 3.19(a)). Já para a liga AA6022, valores de tensão próximos aos da curva do metal apenas cisalhado e taxa de encruamento ligeiramente inferior foram constatados. Em termos da análise dos aspectos subestruturais, os resultados também são distintos. Desintegração das paredes das células formadas na tração prévia e aniquilamento de discordâncias durante o recarregamento são verificados para o alumínio AA1050, fenômenos que estariam associados aos citados transientes na taxa de encruamento e redução nos valores de tensão, respectivamente. Para a liga AA6022, a acentuada presença de precipitados leva ao desenvolvimento de uma estrutura totalmente diferente daquela observada para o alumínio AA1050 na tração, e o processamento da mesma no segundo estágio parece não afetar de forma pronunciada a distribuição das discordâncias, estando também de acordo com as curvas apresentadas.

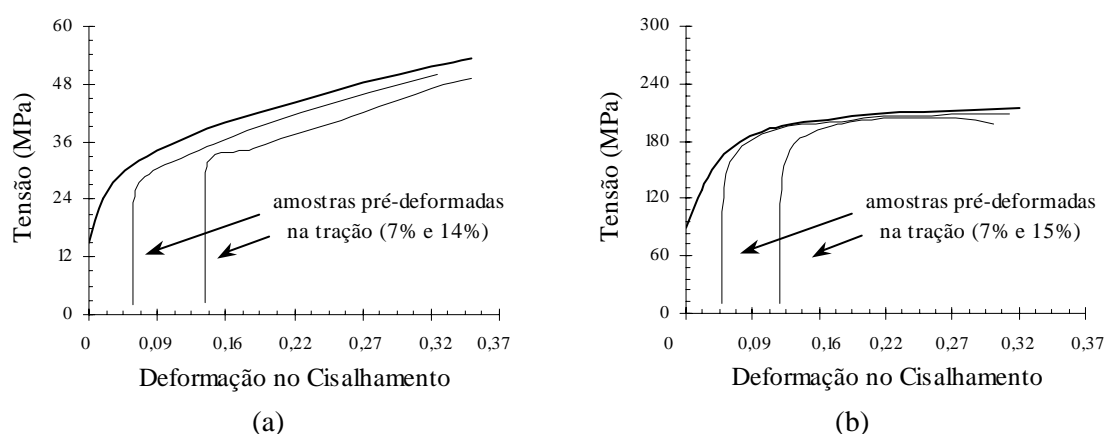


Figura 3.19 - Efeito da pré-deformação por tração no cisalhamento subsequente (135°): (a) liga de alumínio AA1050-O e (b) liga de alumínio 6022-T4⁽²⁵⁾.

Dando continuidade à análise do encruamento exibida nas figuras 3.19 e 3.20, BARLAT et al⁽²⁶⁾ submeteram amostras de alumínio AA1050 tracionadas a novos esforços de cisalhamento, porém com orientação distinta daquela apresentada anteriormente: 45° e 90° em relação ao eixo da pré-deformação uniaxial. Novos mecanismos ou transformações internas foram observados nas mesmas, assim como ocorreu com o comportamento mecânico, conforme as figuras 3.21 e 3.22. Para a situação na qual a curva de escoamento permaneceu abaixo daquela relativa ao processamento monotônico (esforços a 45°), a reorganização das discordâncias nas paredes dos planos mais ativos no cisalhamento puro é verificada, se confrontada com a imagem referente ao metal apenas cisalhado. Já para o corpo de prova pré-tracionado sujeito a novos esforços a 90°, a

acentuada taxa de encruamento que leva a resistência mecânica a valores superiores ao demais é associada à superposição de uma nova estrutura sobre aquela da tração, típica do último tipo de deformação. Dessa forma, os resultados das figuras 3.19 a 3.22 evidenciam tanto a influência do material em estudo como a importância da magnitude da mudança no caminho de deformação no encruamento subsequente do metal.

A reorganização subestrutural durante o processamento do metal previamente deformado também foi constatada por KUSNIERZ et al⁽²⁷⁾, através de testes de torção em amostras de cobre laminadas (deformação na laminação = 0,97). O amaciamento verificado nas mesmas no início do segundo estágio de deformação (figura 3.23), foi relacionado ao rearranjo da distribuição de discordâncias. Porém, neste caso, observa-se especialmente um afinamento dos contornos celulares (figura 3.24), ao se confrontar as imagens com as configurações exibidas pelo material apenas laminado e laminado e torcido até a ruptura, oriundo da zona de encruamento do corpo de prova.

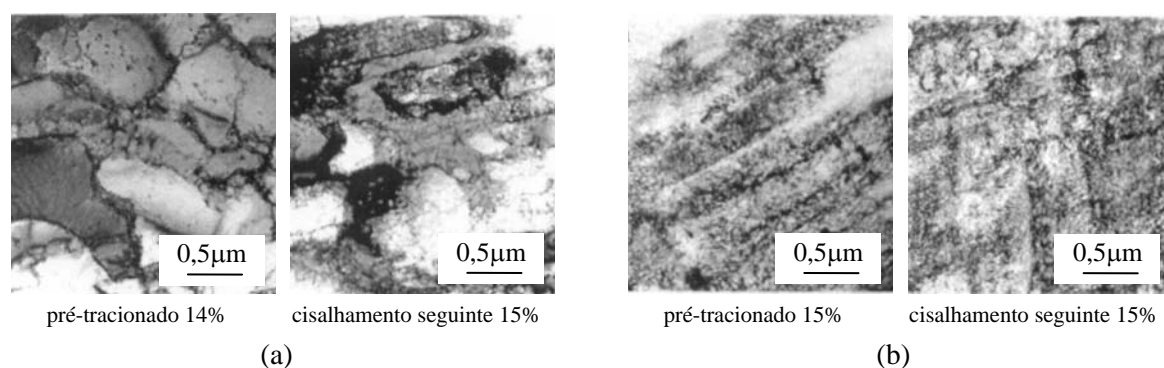


Figura 3.20 - Aspectos subestruturais observados nos metais antes e durante o recarregamento no cisalhamento : (a) liga de alumínio AA1050-O e (b) liga de alumínio 6022-T4⁽²⁵⁾.

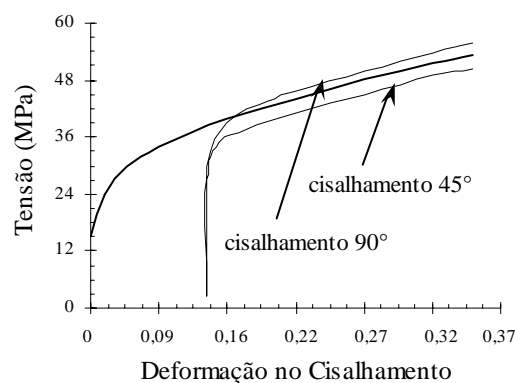


Figura 3.21 - Curvas de escoamento de amostras de alumínio AA1050 tracionadas ($\epsilon = 0,14$) submetidas a esforços de cisalhamento a 45° e 90° do eixo de tração prévia⁽²⁶⁾.

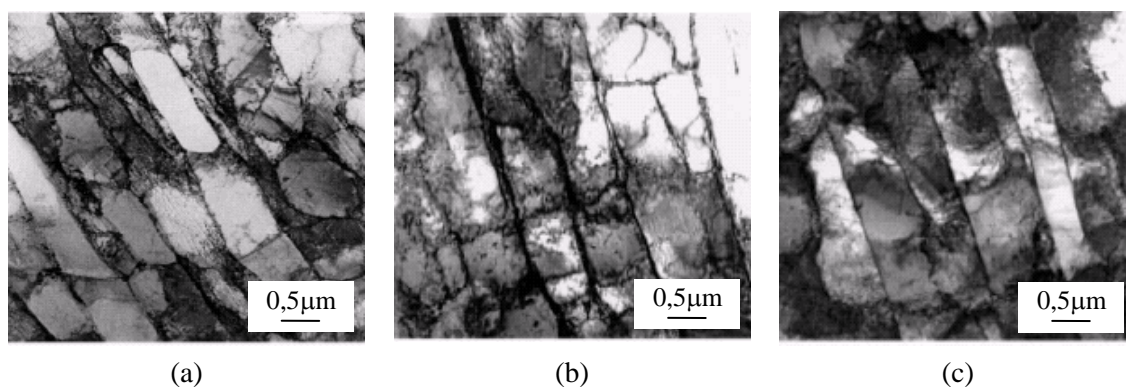


Figura 3.22 - Subestrutura do alumínio AA1050: (a) cisalhado ($\epsilon = 0,30$), (b) tracionado ($\epsilon = 0,14$) cisalhado a 45° ($\epsilon = 0,15$) e (c) tracionado ($\epsilon = 0,14$) cisalhado a 90° ($\epsilon = 0,15$)⁽²⁶⁾.

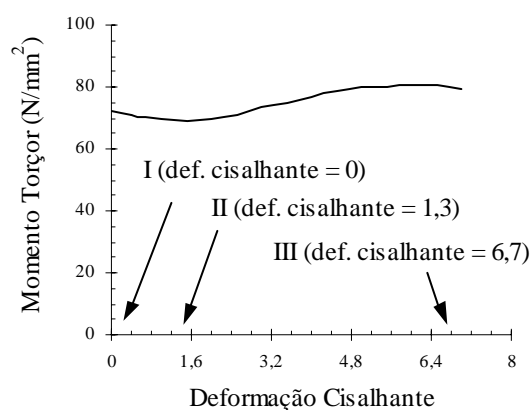


Figura 3.23 - Efeito da pré-deformação na laminação ($\epsilon = 0,62$) na torção posterior do cobre⁽²⁷⁾.

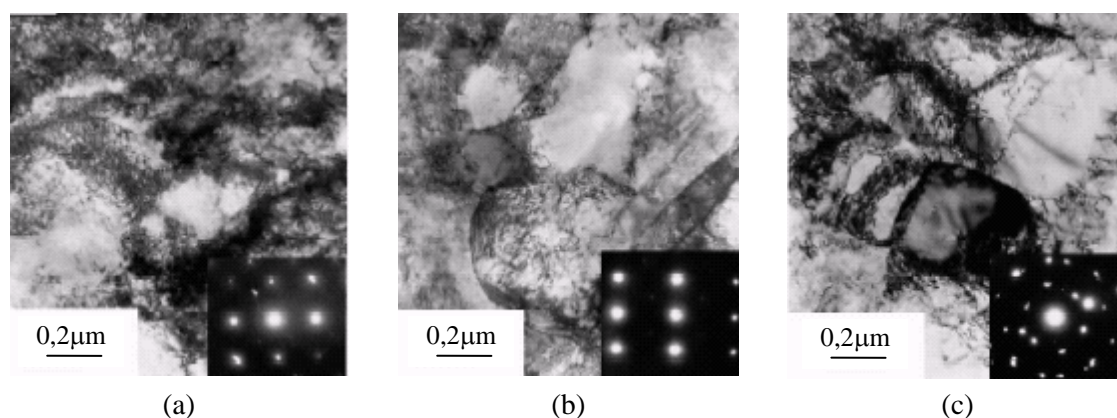


Figura 3.24 - Aspectos subestruturais das amostras de cobre laminada ($\epsilon = 0,97$) submetida a ensaios de torção: material (a) laminado, (b) laminado e torcido até a zona de amaciamento e (c) laminado e torcido até a ruptura⁽²⁷⁾.

Os exemplos de resultados apresentados até o momento associam o comportamento mecânico macroscópico não usual do metal durante a alteração na trajetória de deformação à instabilidade da estrutura de discordâncias previamente desenvolvida e à formação de uma nova configuração, em geral, similar àquela relativa ao último tipo de esforço aplicado. No entanto, acredita-se que este não seja o único fator estrutural presente no processo. Dependendo do material e da mudança no caminho de deformação, o aparecimento e propagação de microbandas representaria o aspecto subestrutural predominante no fenômeno⁽²⁴⁾. A mudança no caminho de deformação implicaria na ativação de novos sistemas de deslizamento no metal, o que produziria uma espécie de alívio na subestrutura, promovendo maior facilidade de movimentação de discordâncias nestas regiões. Esse aumento na mobilidade dos defeitos resultaria em deslizamento localizado nesses sistemas, que poderia evoluir para bandas de cisalhamento^(28,29). Portanto, o mecanismo de formação de bandas seria iniciado com a nucleação de microbandas, seguido da transformação das mesmas em bandas de cisalhamento, na medida em que atravessassem contornos de grãos e outras barreiras^(30,31). A propagação das bandas ao longo do metal corresponderia a grandes deformações no corpo de prova, implicando, entretanto, em um aumento pouco significativo no encruamento médio do material, ainda que as mesmas representassem regiões de alta densidade de discordâncias⁽²⁹⁾. Na figura 3.25 podem ser observados exemplos de imagens de microbandas desenvolvidas no sentido do esforço relativo ao segundo estágio de processamento de amostras de aço IF submetidas a alterações na trajetória de deformação⁽³²⁾.

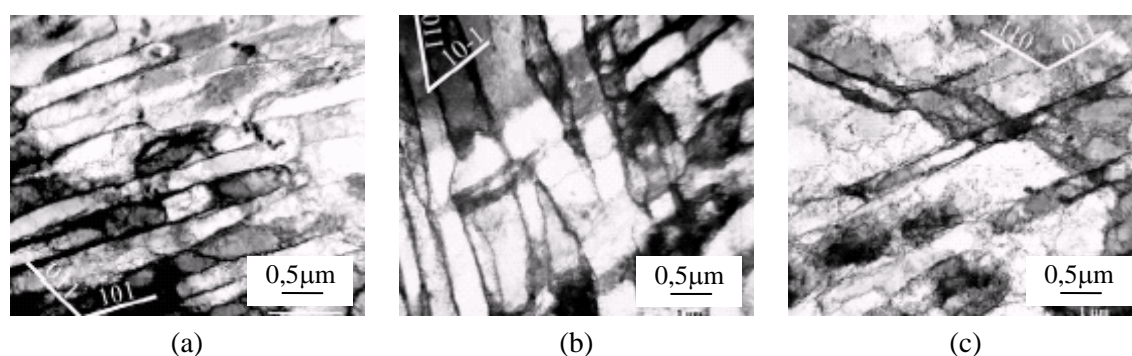


Figura 3.25 - Aspectos subestruturais de amostras de aço IF: (a) cisalhadas 30%, (b) cisalhadas 30% e 30% no sentido oposto e (c) tracionadas 10% e cisalhadas 20%⁽³²⁾.

Em adição aos processos de dissolução e rearranjo das discordâncias, e de formação e propagação de microbandas, outro fator aparece com expressiva influência no escoamento de metais durante o carregamento sequencial: textura cristalográfica⁽³³⁾. Nas figuras 3.26 e 3.27 são mostrados exemplos de resultados através dos quais é constatada a importância da mesma no encruamento posterior do metal pré-deformado⁽³⁴⁾. Três comportamentos distintos são detectados no cisalhamento de amostras de alumínio AA1050 previamente laminadas, associados de maneira qualitativa ao fator de Taylor.

No entanto, em relação à evolução estrutural, diferenças significativas entre as três situações não são verificadas, levando à conclusão de que a anisotropia mecânica apresentada é consequência da textura de deformação.

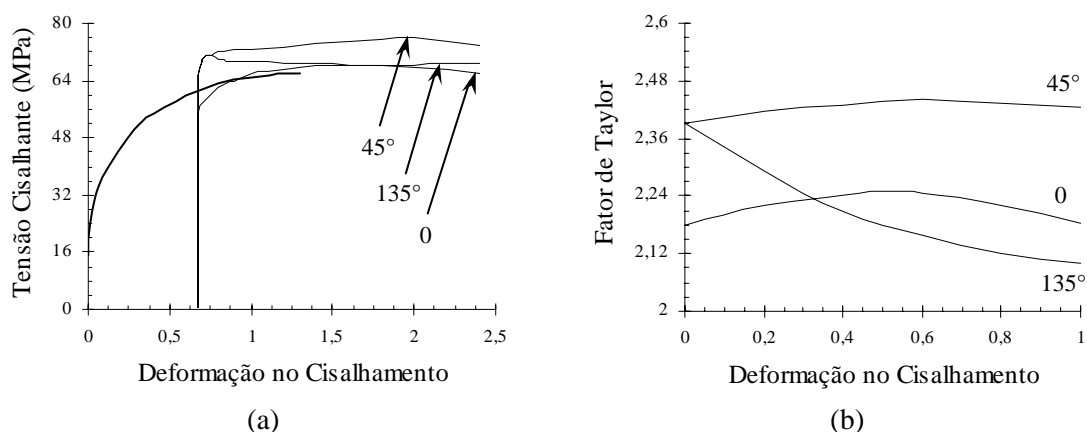


Figura 3.26 - Efeito da pré-deformação por laminação no cisalhamento subsequente de chapas de alumínio AA1050: (a) curvas de escoamento e (b) fator de Taylor⁽³⁴⁾.

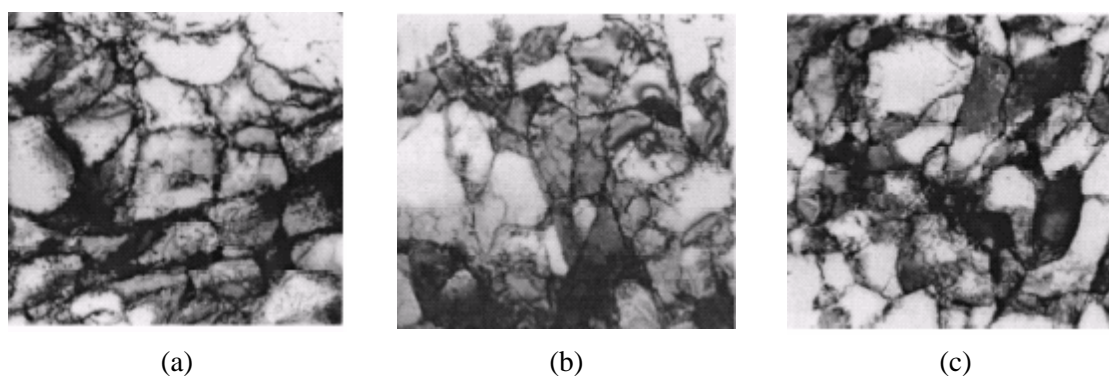


Figura 3.27 - Aspectos subestruturais das amostras de alumínio laminadas submetidas a esforços de cisalhamento: (a) 0°, (b) 45° e (c) 135°⁽³⁴⁾.

3.1.4.2. Deformação cíclica

O processamento cíclico é um dos tipos de operações nas quais o encruamento não usual poderia ser relacionado a mudanças no caminho de deformação, visto que a aplicação repetitiva de esforços em sentidos alternados equivaleria ao processamento do metal em diversos estágios. Os resultados atípicos atribuídos a esse tipo de deformação são basicamente o amaciamento de amostras previamente conformadas e a saturação do encruamento.

COFFIN e TAVERNELLI⁽³⁵⁾, através de ensaios de tração e compressão em diversos materiais, observaram que a aplicação de esforços cíclicos poderia endurecer ou amaciar os mesmos, removendo ou minimizando os efeitos de deformações anteriores. Os resultados dependeriam principalmente do estado inicial de encruamento da amostra: o metal pré-deformado amacia, enquanto o contrário é observado para a amostra recozida. Ainda foi constatado que esses fenômenos dependem da amplitude de deformação cíclica considerada. Na figura 3.28 são apresentadas curvas obtidas para o alumínio recozido e pré-deformado (20% compressão).

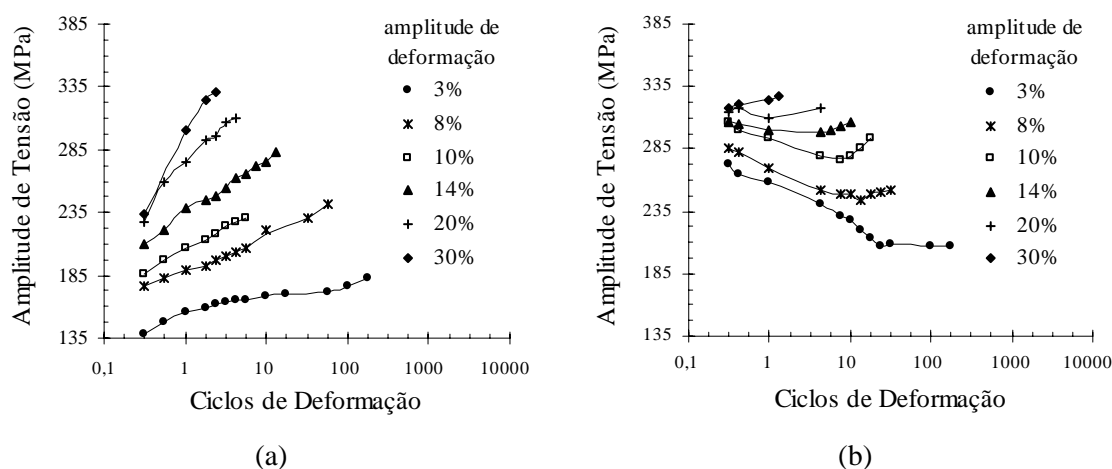


Figura 3.28 - Comportamento mecânico de amostras de alumínio submetidas à deformação cíclica - tração/compressão: (a) material recozido e (b) material pré-deformado de 20% em compressão⁽³⁵⁾.

SARMA e PADMANABHAN⁽³⁶⁾ conduziram experimentos semelhantes aos da figura 3.28, porém com aço médio carbono e testes de fadiga. Independente da amplitude de deformação utilizada, os resultados observados foram os mesmos: ocorrência de um estado de saturação de tensões (figura 3.29). Discretos amaciamento e endurecimento ainda foram verificados, que se deram de acordo com a amplitude de deformação cíclica.

ARMSTRONG et al⁽³⁷⁾ procuraram estabelecer a relação entre os resultados não usuais do processamento cíclico e a configuração das discordâncias no metal. Amostras de alumínio comercialmente puro foram submetidas a testes de compressão unidirecional e multidirecional, isoladamente e em seqüência. Os esforços multidirecionais levaram à obtenção de um estado de tensão constante (figura 3.30) e a associação das deformações monotônica e cíclica mostrou que a curva de escoamento do metal tenderia para o último tipo de esforço aplicado, implicando no amaciamento ou no endurecimento do mesmo (figura 3.31). Os aspectos subestruturais observados parecem estar de acordo com o comportamento mecânico macroscópico apresentado. O aumento

contínuo da quantidade células na deformação unidirecional contrastaria com a obtenção de um valor constante no processamento multidirecional. Em relação à associação dos esforços, a elevação no tamanho das células acompanhada da redução de quantidade das mesmas foi observada para a seqüência unidirecional/multidirecional, que é o oposto dos resultados verificados para a deformação cíclica seguida de monotônica.

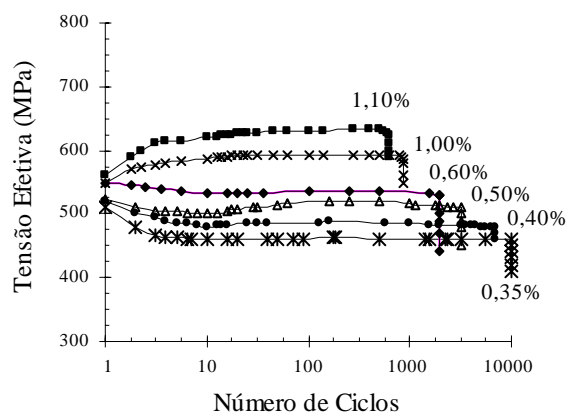


Figura 3.29 - Curvas tensão- número de ciclos de amostras de aço médio carbono submetidas a testes de fadiga em diferentes amplitudes⁽³⁶⁾.

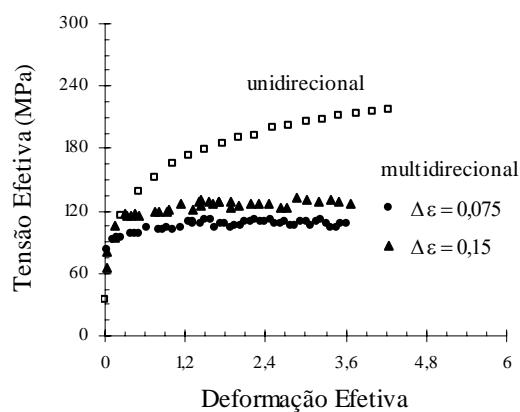


Figura 3.30 - Curvas de compressão uni e multidirecional do alumínio comercialmente puro⁽³⁷⁾.

Resultados distintos àqueles encontrados por ARMSTRONG et al⁽³⁷⁾ foram apresentados por LUKÁS e KUNZ⁽³⁸⁾. A aplicação da deformação cíclica em amostras de cobre recozidas e previamente deformadas levou ao desenvolvimento de um estado de tensões constantes de valor igual. No entanto, a distribuição de discordâncias observada para ambos era totalmente diferente, como pode ser examinado na figura 3.32. Para o metal pré-deformado, a estrutura celular difusa

associada à aplicação da tração evoluiu para um arranjo com células de paredes bem definidas. Já para o metal recozido, caracterizado por uma densidade de discordâncias baixa, a deformação cíclica levou à formação de uma configuração de discordâncias bem diferente, consistindo em espécies de “veias”.

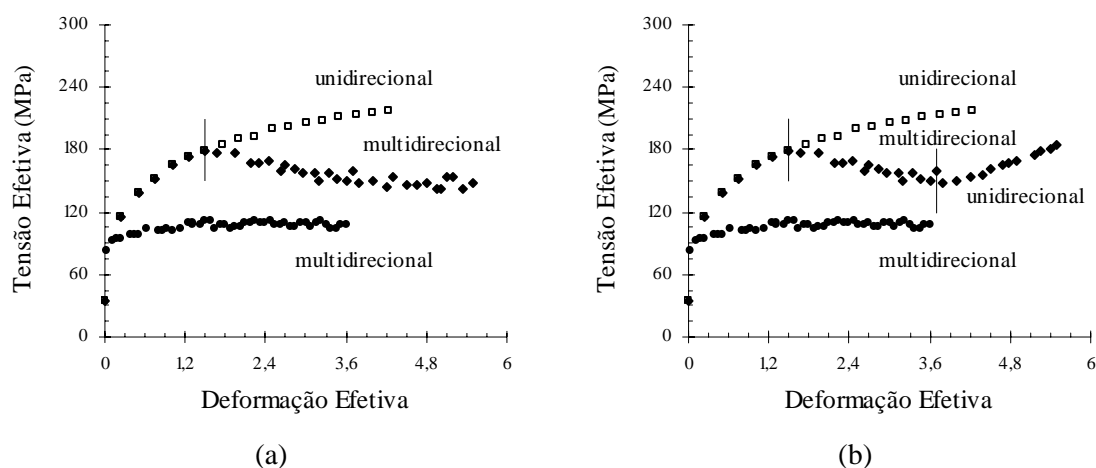


Figura 3.31 - Curvas de compressão do alumínio comercialmente puro: (a) deformação em dois estágios - compressão unidirecional/multidirecional e (b) deformação em três estágios - compressão unidirecional/multidirecional/unidirecional⁽³⁷⁾.

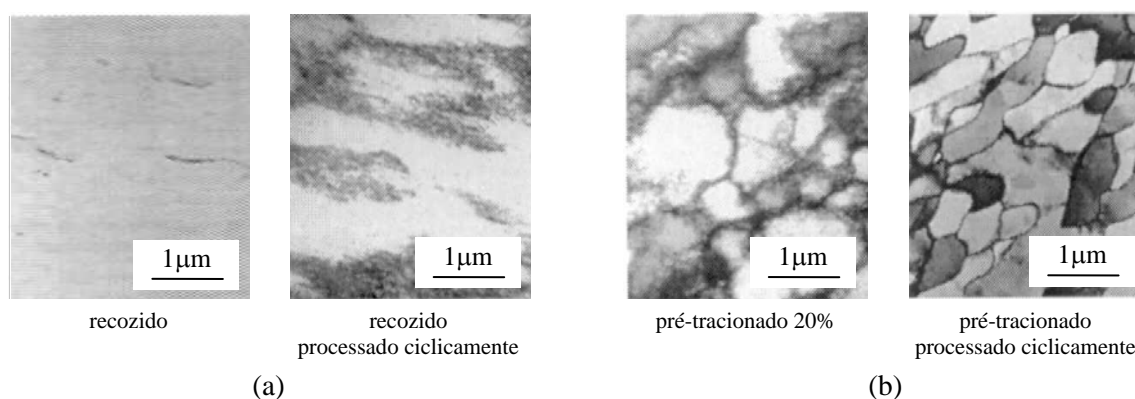


Figura 3.32 - Efeito da aplicação da deformação cíclica na distribuição de discordâncias em amostras de cobre: (a) recozidas e (b) previamente deformadas na tração⁽³⁸⁾.

Assim como foi observado para a deformação em dois estágios, o desenvolvimento e propagação de microbandas também foi apontado como um dos principais mecanismos de deformação presentes no processamento cíclico de metais. RICHERT et al⁽³⁹⁻⁴¹⁾, através de experimentos em amostras de

alumínio puro (Al 99,992%) e comercialmente puro (Al 99,5%) deformadas por um sistema de compressão/extrusão repetitivos, verificou que a obtenção do estado de saturação de tensões (figura 3.33) estaria associada à formação de microbandas transversalmente à estrutura previamente desenvolvida (figura 3.34). Nas regiões de interseção das mesmas, pequenos subgrãos equiaxiais são observados, cuja ocorrência se torna mais acentuada e homogênea na medida em que o processamento cíclico prossegue. Por fim, coincidindo com o valor de deformação relativo ao estado de tensões saturadas, o material apresentaria uma configuração de discordâncias de aspecto quadriculado ou retangular - *chess board like microstructure*, com células em forma de losangos - *diamond shaped cells*, cujas etapas de formação são apresentadas na figura 3.35.

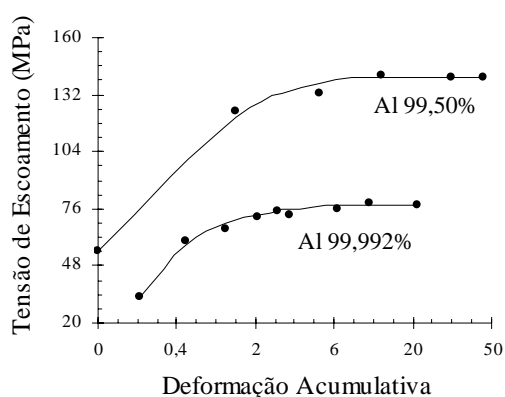


Figura 3.33 - Curvas tensão de escoamento-deformação acumulativa de amostras de alumínio puro e comercialmente puro processadas ciclicamente com um dispositivo de compressão/extrusão⁽⁴¹⁾.

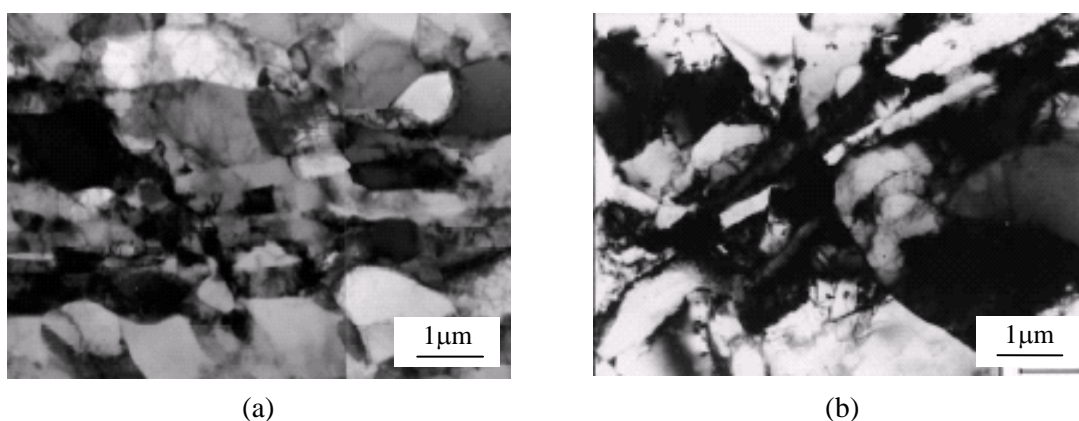


Figura 3.34 - Desenvolvimento de microbandas durante a deformação cíclica de amostras de alumínio - deformação = 1,8 (dois ciclos): (a) Al 99,992% e (b) Al 99,5%⁽⁴¹⁾

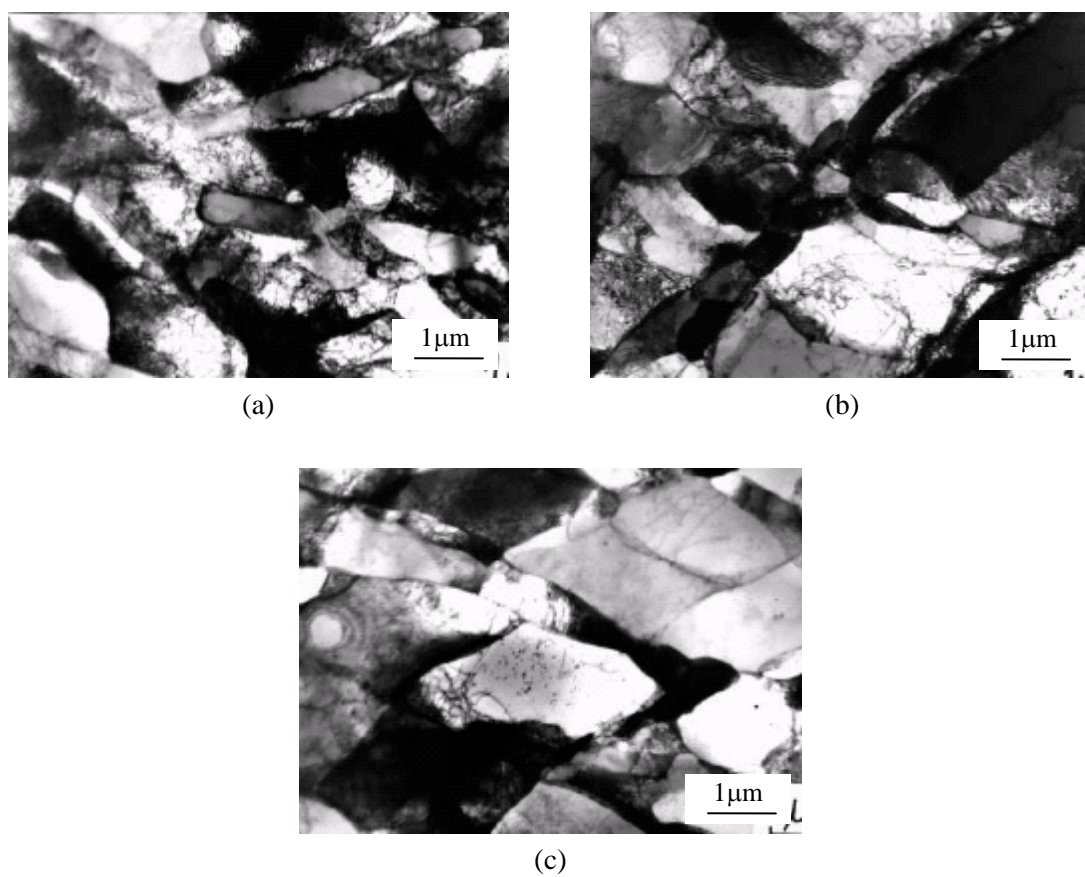


Figura 3.35 - Formação de uma configuração de discordâncias de aspecto quadriculado - *chess board like microstructure* - com células em forma de losangos - *diamond shaped cells* durante a deformação cíclica de amostras de alumínio: (a) desenvolvimento de microbandas após deformação = 2,7, (b) cruzamento entre duas famílias de microbandas após deformação = 3,6 e (c) estrutura quadriculada obtida após deformação = 9,0⁽⁴¹⁾

3.2. Trefilação de Barras

A trefilação é uma das operações de conformação mecânica mais antigas e de grande importância industrial, permitindo a produção de barras, arames e tubos, entre outras formas, com excelente acabamento superficial e rígido controle dimensional. Os primeiros registros de utilização comercial do processo datam do século XV, seguidos da construção da primeira máquina industrial no século XVIII⁽⁴²⁾. Apesar do longo período de emprego, o desenvolvimento da trefilação deveu-se muito mais ao conhecimento empírico do que à aplicação de princípios científicos⁽⁴³⁾. Somente a partir do final do século XIX os primeiros trabalhos sobre o tema começaram a surgir^(44,45). A abordagem das investigações era centrada tanto em experimentos como na obtenção de modelos analíticos que descrevessem a operação. O refinamento dessas teorias se deu com a melhoria dos modelos matemáticos de plasticidade⁽⁴³⁾, bem como com a introdução do conceito de deformação redundante e com a análise da influência do atrito⁽⁴⁴⁾. Atualmente, a trefilação representa um amplo campo de estudo, cujas investigações vão desde os aspectos relacionados ao próprio processo (tensão de trefilação, lubrificação, características da deformação, entre outros), até a análise do comportamento ou propriedades subseqüentes do material trefilado. No entanto, as diferenças observadas entre os resultados associados aos modelos teóricos e os valores obtidos na prática indicam que a trefilação está longe de ser compreendida em profundidade⁽⁴⁶⁾.

Nesta revisão serão abordadas as características relativas à trefilação de barras, assim como o processamento apenas em um passe, sem aplicação de tensão à ré, salvo menção especial.

3.2.1. Aspectos Gerais do Processo

O processo de trefilação consiste em submeter o metal a esforços trativos, forçando sua passagem através de uma matriz cônica (denominada fieira), tendo como resultado a redução da área da seção transversal e o aumento do comprimento da peça (figura 3.36). Acompanhando as alterações dimensionais do produto, são observadas também mudanças nas propriedades mecânicas da barra, fenômeno típico da deformação plástica a frio.

A operação é iniciada com a limpeza do metal, cuja finalidade é eliminar uma possível camada de óxido formada a partir do processo de fabricação anterior (laminação ou extrusão). Em seguida, a peça é apontada e lubrificada. A trefilação de barras é realizada em uma bancada (para o caso de arames, a operação é conduzida em uma máquina com blocos rotativos), onde as mesmas são inseridas através da fieira e presas ao cabeçote de tração (figura 3.37). Este, por sua vez, movimenta-se através de um mecanismo hidráulico ou de transmissão por corrente, a uma velocidade que pode variar de 150 a 1500mm/s⁽³⁾.

O processo pode ser conduzido em um ou vários passes sucessivos, dependendo das dimensões finais desejadas. Tratamentos térmicos podem ser realizados entre os passes, de forma a eliminar ou minimizar os possíveis efeitos do encruamento, reduzindo a tensão de fluxo e aumentando a ductilidade.

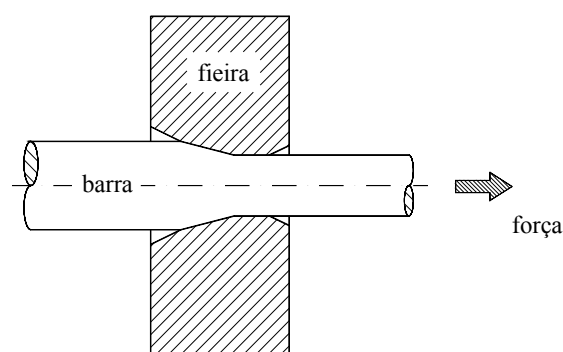


Figura 3.36 - Representação esquemática do processo de trefilação de barras.

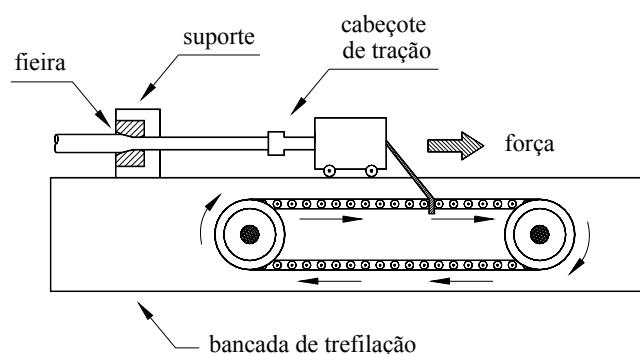


Figura 3.37 - Representação esquemática da bancada de trefilação.

A trefilação é usualmente conduzida à temperatura ambiente, podendo envolver aumentos na temperatura da barra devido à geração de calor relativa à deformação plástica e, principalmente, ao atrito do metal com a fieira. Este, por sua vez, é atenuado através da lubrificação, processo que pode ser realizado através de dois métodos: a seco e a úmido. No primeiro, utiliza-se um tipo de sabão em pó colocado em um recipiente próximo à entrada da matriz. A lubrificação úmida é caracterizada pela imersão do metal em um líquido (óleo ou emulsão de sabão com aditivos) ou pelo fornecimento do mesmo à entrada da fieira.

A geometria da matriz de trefilação está associada aos principais aspectos da operação: redução de área r (equação 3.1) e semi-ângulo de trefilação α , conforme a figura 3.38. É constituída de quatro regiões distintas: zonas de entrada, de trabalho, cilíndrica e de saída. A zona de entrada apresenta como finalidade guiar a barra e facilitar o processo de lubrificação da mesma. A região ou cone de trabalho é o local onde ocorre a deformação plástica do material, sendo caracterizada pelo seu semi-ângulo, cujo valor é de extrema importância tanto para o processo de trefilação como para o comportamento mecânico final do produto, fato que será evidenciado nas seções seguintes. A zona cilíndrica tem o objetivo de preservar as dimensões de trabalho da matriz, conferindo-lhe maior vida útil. A região de saída proporciona saída livre do material sem danos à fieira e à barra.

$$r = \frac{A_i - A_f}{A_i} \quad \text{ou} \quad r = 1 - \frac{d_f^2}{d_i^2} \quad (3.1)$$

onde A_i e A_f são as áreas da seção transversal da barra antes e após a trefilação, e d_i e d_f são os diâmetros inicial e final da mesma.

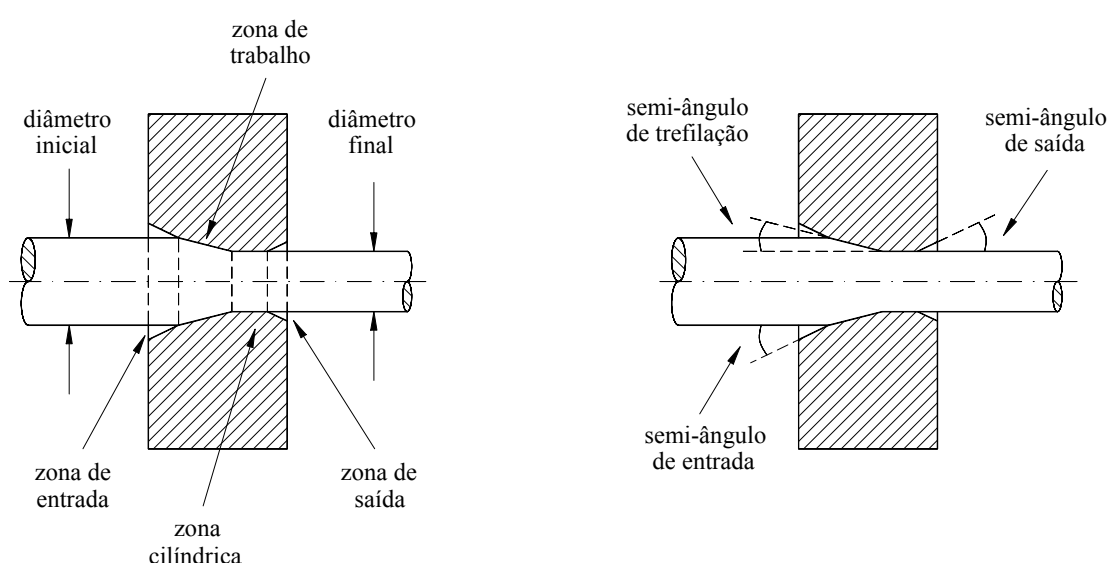


Figura 3.38 - Características geométricas da fieira.

Ainda em relação aos aspectos geométricos da fieira, os efeitos de α e r são associados através da determinação do chamado parâmetro Δ , que representa a razão entre o comprimento do arco circular medido nos pontos centrais do comprimento de contato entre a matriz e a barra no cone de trabalho, e o comprimento de contato entre o material e a fieira^(47,48), conforme a equação 3.2.

Outras definições para Δ são encontradas na literatura^(43,47), como a expressão 3.3, em parte similares à relação 3.2, levando a resultados bastante próximos.

$$\Delta = \frac{d_i + d_f}{d_i - d_f} \alpha \quad \text{ou} \quad \Delta = \frac{\alpha}{r} (1 + (1 - r)^{1/2})^2 \quad (3.2)$$

onde α é o semi-ângulo da fieira em radianos.

$$\Delta = \frac{d_i + d_f}{d_i - d_f} \text{sen } \alpha \quad (3.3)$$

Através da análise da equação 3.2, observa-se que altos valores de Δ correspondem a baixas reduções de área e altos semi-ângulos, enquanto Δ mais baixos estão associados a maiores valores de r e menores valores de α . Industrialmente, são utilizados semi-ângulos de 6° a 10° e reduções de área por passe em torno de 20%, levando a valores de Δ na faixa de 2 a 3⁽⁴⁸⁾.

As fieiras são fabricadas geralmente de carboneto de tungstênio. Entretanto, podem ser utilizados outros materiais. Para maiores diâmetros, são empregadas matrizes de aço ferramenta. Para dimensões intermediárias, utiliza-se o carboneto de tungstênio, citado acima. Fieiras de diamante podem ser usadas no processamento de arames finos. Ainda que mais raro, materiais cerâmicos também vem sendo considerados como alternativas para a fabricação de matrizes. Além dos aspectos geométricos, a escolha da fieira também está associada à composição química, à tolerância e à quantidade de metal a ser trefilado.

Em adição ao semi-ângulo e à redução de área, já mencionados no texto, outros parâmetros são importantes para a trefilação: velocidade de operação (v , conseqüentemente, taxa de deformação), atrito metal/matriz e características do próprio material a ser processado.

3.2.2. A Deformação Plástica no Processo de Trefilação

A deformação plástica na trefilação é o resultado da combinação de esforços de tração, de origem externa, e de compressão, exercidos pelas paredes da fieira sobre o material, conforme pode ser observado na figura 3.39.

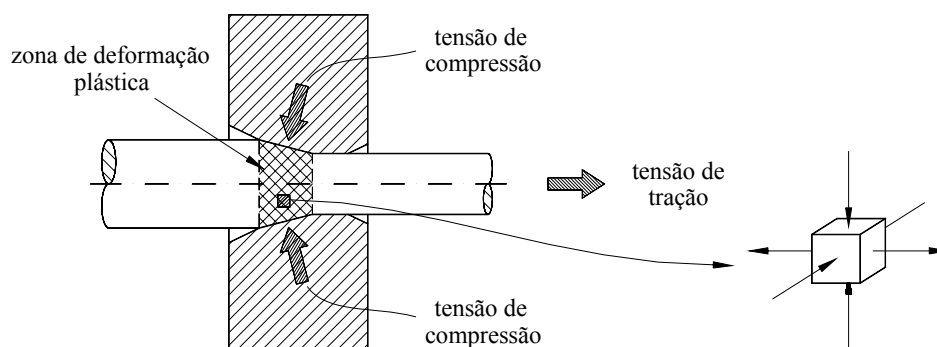


Figura 3.39 - Representação esquemática dos esforços presentes no processo de trefilação.

A geometria da trefilação é responsável por um processo de distorção ou cisalhamento no metal, que em nada contribui para as alterações nas dimensões do mesmo, afetando, entretanto, toda a operação e o comportamento ulterior do material. O fenômeno pode ser observado com mais clareza através da figura 3.40, onde é mostrada a representação esquemática de elementos dispostos ao longo da seção transversal de uma barra durante a passagem da mesma pela fieira⁽⁴⁹⁾. Verifica-se que o metal percorre diferentes trajetórias de acordo com a sua localização. Os elementos situados na região central se movem de maneira linear, paralelos ao eixo da peça. Os elementos próximos às paredes da fieira também se aproximam da mesma linearmente. Entretanto, à entrada da região de trabalho, são compelidos a mover-se com um componente de velocidade radial, acompanhando a forma da matriz. À saída da zona de deformação, novamente o material é cisalhado, no sentido contrário ao anterior.

Esse processo de dobramento ou cisalhamento, que confere à operação certos aspectos de trabalho cíclico⁽⁵⁰⁾, dá origem à chamada deformação redundante. A mesma, em conjunto com a deformação uniforme ε - equação 3.4, constitui a deformação média da trefilação ε_e , cujos valores se relacionam através do coeficiente de deformação redundante, apresentado na expressão 3.5.

$$\varepsilon = \ln \left[\frac{A_i}{A_f} \right] \quad \text{ou} \quad \varepsilon = \ln \left[\frac{1}{1 - r} \right] \quad (3.4)$$

$$\varepsilon_e = \phi \varepsilon \quad (3.5)$$

onde ϕ é coeficiente de deformação redundante.

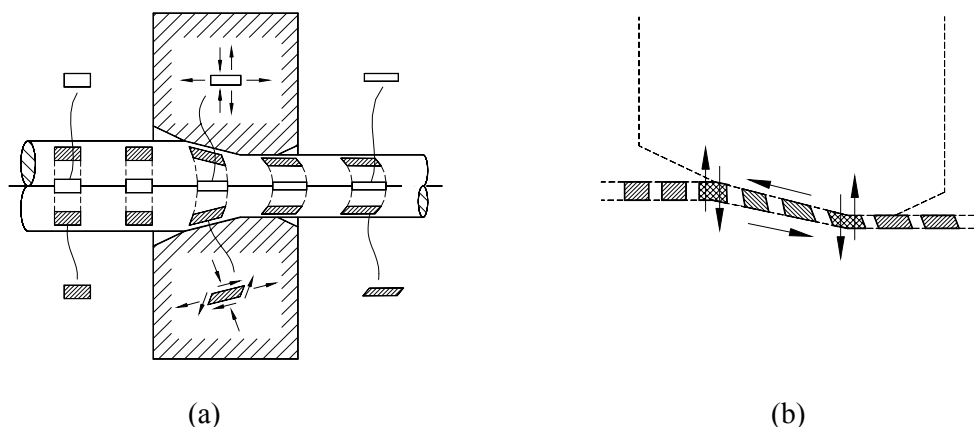


Figura 3.40 - Representação esquemática da deformação durante a trefilação: (a) elementos distribuídos ao longo da seção transversal da barra e (b) elementos situados próximos à superfície⁽⁴⁹⁾.

A magnitude da deformação cisalhante varia ao longo da seção transversal da peça durante o processo, decrescendo da superfície para o centro. Esse gradiente de cisalhamento é responsável pela heterogeneidade de deformação ao longo do raio da barra trefilada que, por sua vez, dá origem a uma distribuição não uniforme de propriedades mecânicas na mesma^(43,47,51,52), fato exemplificado nas figuras 3.41 e 3.42. Através da análise dos gráficos verifica-se também a influência do semi-ângulo da fiação e da redução de área nos resultados, considerados como os parâmetros principais no estudo da deformação na trefilação.

Ainda em relação à figura 3.42, pode ser realizada uma comparação entre as deformações na tração e na trefilação⁽⁴⁷⁾. A região central da barra trefilada apresenta valores de microdureza mais próximos daqueles observados no metal tracionado, que vão se distanciando na medida em que se aproxima da superfície da amostra, conforme é esperado para a deformação. De acordo com a redução de área imposta no processo, a dureza é superior no metal trefilado independentemente da localização da medida.

A importância da análise da deformação na trefilação, sua relação com os parâmetros do processo e com as características do metal utilizado, está associada à influência da mesma nas propriedades finais do produto e na possibilidade de maior compreensão e otimização da própria operação de fabricação. Esses estudos têm sido realizados através de métodos experimentais, analíticos e numéricos, cujas investigações têm priorizado a obtenção da distribuição de deformação ao longo da seção da barra e o cálculo da deformação média e coeficiente de deformação redundante no processo.

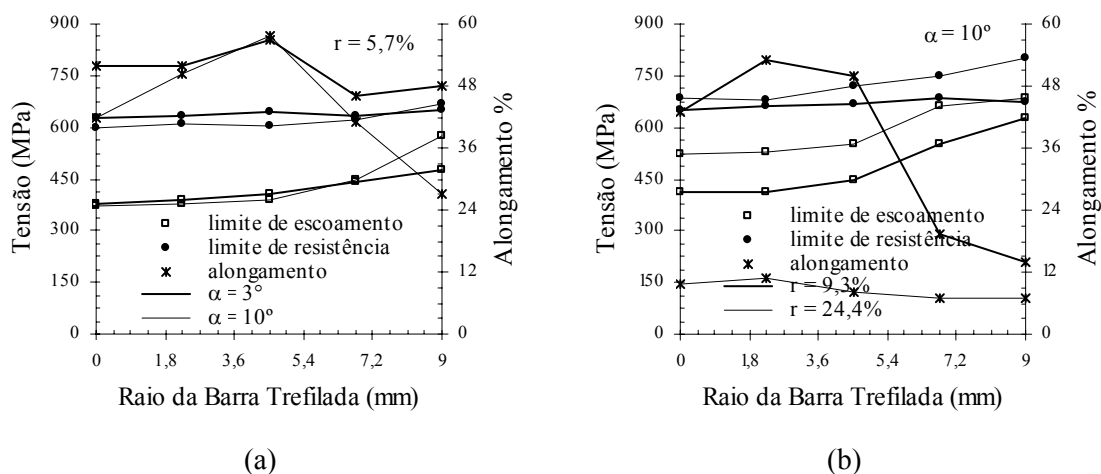


Figura 3.41 - Distribuição das propriedades mecânicas (limite de escoamento, resistência e alongamento %) ao longo da seção transversal de barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) $r = 5,7\%$ e $\alpha = 3^\circ$ e 10° , (b) $\alpha = 10^\circ$ e $r = 9,3\%$ e $24,4\%$ ⁽⁵¹⁾.

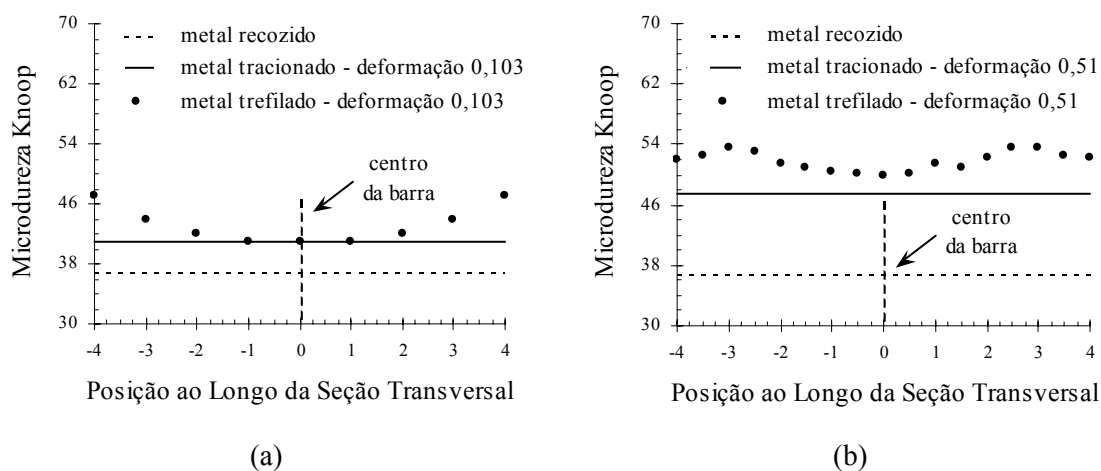


Figura 3.42 - Distribuição de microdureza Knoop ao longo da seção transversal de barras alumínio comercialmente puro recozidas, tracionadas e trefiladas ($\alpha = 15^\circ$): (a) $\epsilon = 0,103$ e (b) $\epsilon = 0,51$ ⁽⁴⁷⁾.

3.2.2.1. Análise da deformação através de métodos experimentais

Dentre as técnicas experimentais, destacam-se a visioplástica e os métodos de superposição das curvas tensão-deformação e dos perfis de microdureza.

A visioelasticidade, método desenvolvido por THOMSEN no princípio da década de 50⁽⁵³⁾, associa tanto o trabalho experimental como o estudo analítico dos mecanismos de deformação plástica⁽⁴⁴⁾. Consiste na obtenção do campo de vetores de velocidade do metal conformado seguida da determinação das distribuições da taxa de deformação, da deformação efetiva e da tensão efetiva⁽⁵³⁾.

A técnica é iniciada com a marcação ou gravação de uma rede na região de interesse da peça, de acordo com o fluxo do metal⁽⁴⁴⁾. Esse plano é fotografado após cada incremento de deformação, possibilitando a observação do movimento das partículas, representado pela mudança de posição das interseções da rede impressa no material (distorção da rede). Para problemas de conformação mecânica caracterizados por um estado de escoamento estacionário (como é o caso da trefilação), o experimento é mais simples, visto que apenas uma imagem fornece informação suficiente para a determinação do campo de velocidades⁽⁵³⁾. Nas figuras 3.43 e 3.44 podem ser observadas representações esquemáticas do processo e dos vetores e componentes de velocidade radial e axial V , u e v .

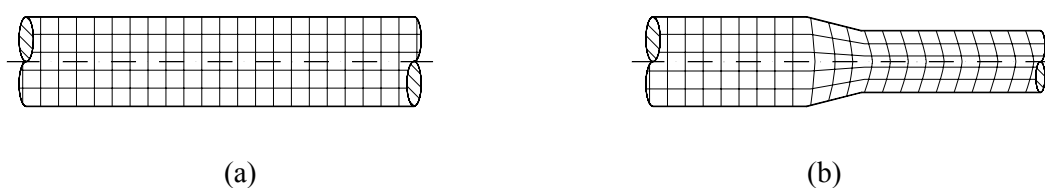


Figura 3.43 - Representação esquemática da técnica de visioelasticidade: peça (a) antes e (b) após a deformação.

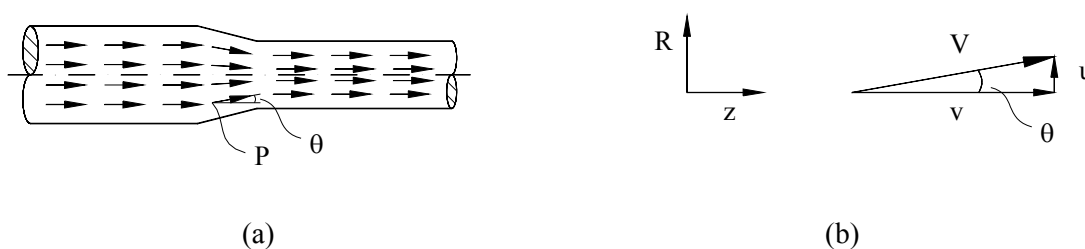


Figura 3.44 - Representação esquemática do campo de escoamento: (a) vetores de velocidade e (b) componentes do vetor de velocidade no ponto P.

A partir da distorção da rede na barra trefilada, valores de função de fluxo ψ são determinados ao longo das linhas horizontais de escoamento através da equação 3.6. Em seguida, as velocidades u e

v são obtidas a partir das expressões 3.7 e 3.8. Os componentes de taxa de deformação radial ε_r , axial ε_z , angular ε_θ e de cisalhamento γ_{rz} são calculados segundo as equações 3.9 a 3.12. Por fim, a deformação efetiva é determinada através da integração da taxa de deformação efetiva no tempo t_p - expressões 3.13 e 3.14.

$$\psi = \pi R^2 v_p \quad (3.6)$$

onde R é o raio correspondente à linha de escoamento e v_p é a velocidade no processo.

$$u = \frac{1}{2\pi R} \frac{\partial \psi}{\partial z} \quad (3.7)$$

$$v = - \frac{1}{2\pi R} \frac{\partial \psi}{\partial R} \quad (3.8)$$

$$\varepsilon_r' = \frac{\partial u}{\partial R} \quad (3.9)$$

$$\varepsilon_z' = \frac{\partial v}{\partial z} \quad (3.10)$$

$$\varepsilon_\theta' = \frac{u}{R} \quad (3.11)$$

$$\gamma_{rz}' = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial v}{\partial r} \quad (3.12)$$

$$\varepsilon' = \left[\frac{2}{3} \left(\varepsilon_r'^2 + \varepsilon_z'^2 + \varepsilon_\theta'^2 + 0,5 \gamma_{rz}'^2 \right) \right]^{1/2} \quad (3.13)$$

$$\varepsilon_e = \int_0^{t_p} \varepsilon' dt \quad (3.14)$$

Conforme pode ser observado, a visioelasticidade permite o estudo detalhado de diversos processos, especialmente aqueles onde o fluxo é axissimétrico, sendo considerado o procedimento que descreve com mais precisão o comportamento do material⁽⁴⁹⁾ e uma parte importante de qualquer sistema de simulação de uma operação de conformação mecânica⁽⁵⁴⁾. Apesar disso, a técnica tem sido aplicada apenas em alguns poucos problemas, especialmente em operações associadas a extrusão^(53,55-60). Além da análise dos valores medidos envolver uma série de cálculos⁽⁵³⁾, trata-se de um trabalho experimental complexo, cuja precisão dos resultados irá depender de uma série de fatores, principalmente do procedimento de tratamento dos dados coletados (*smoothing*)⁽⁵⁴⁾, considerado o fator crítico da técnica⁽⁵³⁾. A importância do método de *smoothing* está ligada à possível propagação dos erros das medidas em decorrência da utilização de derivação de primeira e segunda ordens na análise. Dessa forma, diversas investigações abordaram ou apresentaram procedimentos para o tratamento dos valores obtidos experimentalmente^(53,54,56,58,61-63), não levando, entretanto, a uma solução final sobre o problema.

Para o caso da trefilação, a visioelasticidade vem sendo utilizada com menos freqüência. As investigações são centradas no estudo da distribuição da deformação durante e após o processamento do metal, bem como na comparação dos resultados obtidos através das outras técnicas⁽⁶⁴⁻⁶⁶⁾. Na figura 3.45 pode ser observado um exemplo da aplicação desse método, onde são apresentados os valores de deformação efetiva de acordo com o raio da barra e a seção transversal da mesma em análise dentro da zona de deformação.

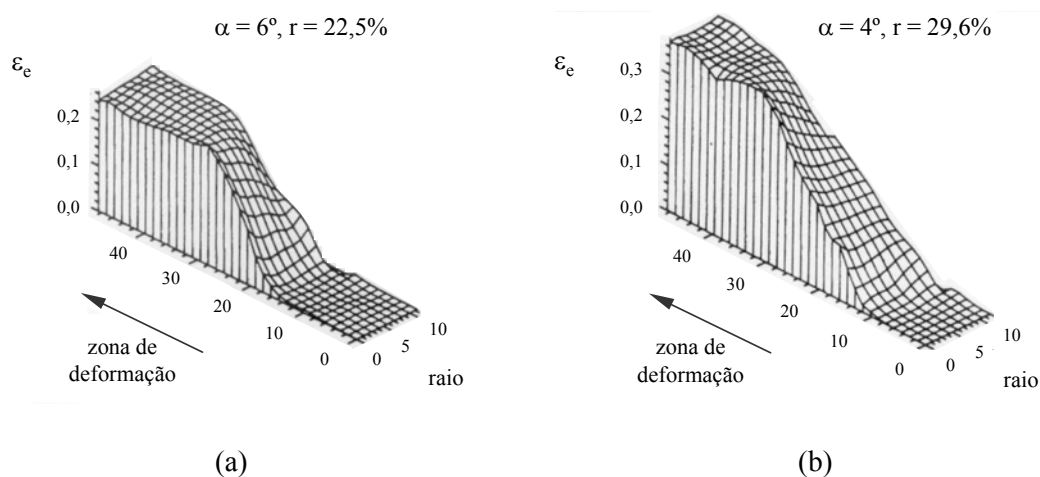


Figura 3.45 - Distribuição da deformação efetiva dentro da zona de trefilação do cobre obtida através da visioelasticidade: (a) $\alpha = 6^\circ$, $r = 22,5\%$ e (b) $\alpha = 4^\circ$, $r = 29,6\%$ ⁽⁶⁴⁾.

Uma segunda técnica experimental utilizada no estudo da deformação na trefilação é o método de superposição das curvas tensão-deformação. Diferentemente da visioelasticidade, esse

procedimento leva à obtenção apenas da deformação efetiva ou média do processo ϵ_e , sem permitir qualquer informação a respeito da distribuição de deformação ao longo da seção transversal da barra.

O método foi desenvolvido por HILL e TUPPER⁽⁶⁷⁾, a partir de um trabalho cujo enfoque era a determinação teórica da tensão para trefilar, associada à energia gasta na operação. O cálculo da mesma era realizado através da área sob a curva tensão - deformação do material recozido até um valor igual a ϵ_e . Deste estudo foi proposto que o limite de escoamento do metal trefilado equivaleria a um valor de tensão na curva do material recozido cuja deformação corresponderia à deformação efetiva ou média da trefilação. Em outras palavras, a partir da comparação ou superposição das curvas obtidas em testes de tração das amostras recozida e trefilada, poderia ser determinada ϵ_e , conforme a figura 3.46. Além das diversas simplificações impostas ao processo, como atrito nulo e perda de energia devido ao aquecimento desprezível, supôs-se que as curvas de escoamento dos metais recozido e trefilado coincidiriam a partir desse valor de deformação efetiva e que os resultados seriam independentes do material em análise, importando apenas os aspectos geométricos da fiação: semi-ângulo e redução de área.

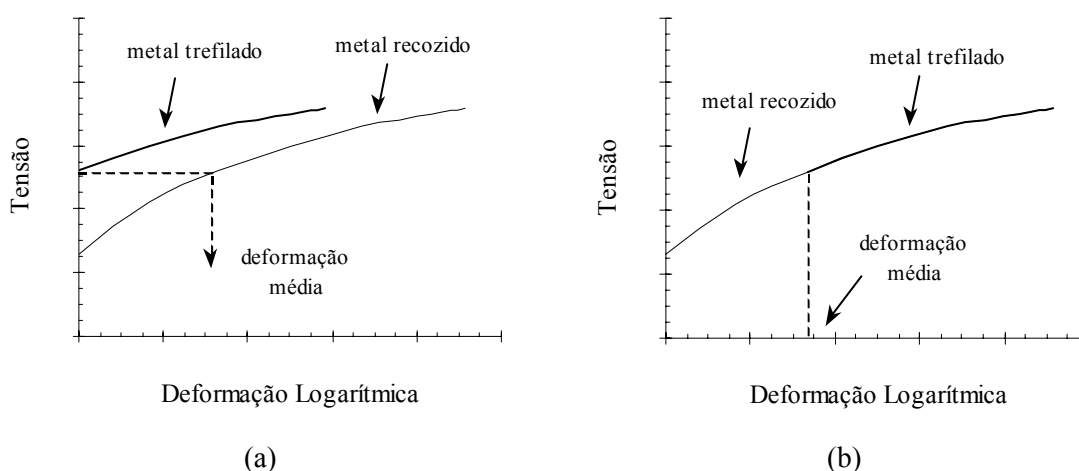


Figura 3.46 - Representação esquemática da técnica de superposição das curvas tensão - deformação.

Em contraste com os experimentos mencionados acima, CADDELL e ATKINS⁽⁴⁷⁾, aplicando a técnica da superposição em amostras de aço inoxidável 303, alumínio comercialmente puro e liga de alumínio 2024, observaram que, além dos parâmetros do processo, as características de encruamento do material afetariam o valor de deformação efetiva associado à trefilação. Na figura 3.47 são apresentados os resultados relativos a estes testes. A análise foi realizada em termos de

coeficiente de deformação redundante ϕ e parâmetro Δ , resultando nas relações empíricas apresentadas na tabela III.1.

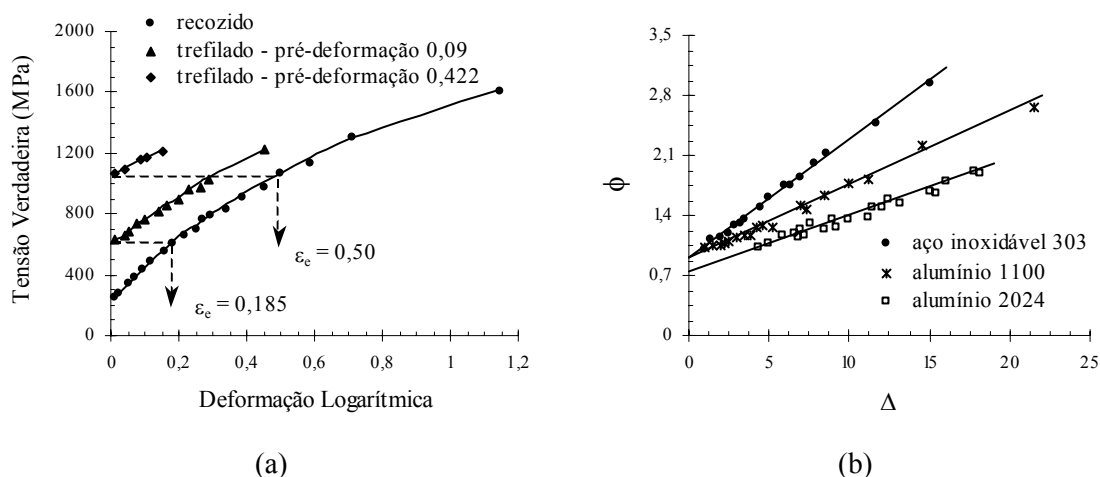


Figura 3.47 - Técnica de superposição das curvas tensão - deformação: (a) exemplo da aplicação - aço inoxidável 303 e (b) relação entre o coeficiente de deformação redundante e o parâmetro Δ para o aço inoxidável 303, o alumínio 1100 e liga de alumínio 2024⁽⁴⁷⁾.

Tabela III.1 - Relações empíricas entre ϕ e Δ ⁽⁴⁷⁾.

relação ϕ x Δ		
aço inoxidável 303	alumínio 1100	alumínio 2024
$\phi = 0,87 + 0,15 \Delta$	$\phi = 0,89 + 0,092 \Delta$	$\phi = 0,72 + 0,067 \Delta$

A partir dessas expressões, uma relação analítica linear geral entre ϕ e Δ foi proposta - equação 3.15^(47,68). As constantes C_1 e C_2 estariam associadas ao comportamento de cada material, determinadas a partir das expressões 3.16 e 3.17.

$$\phi = C_1 + C_2 \Delta \quad (3.15)$$

$$C_1 = 2,25 \sigma_0^{-0,1} m^{0,28} \quad (3.16)$$

$$C_2 = 0,404 \sigma_0^{-0,054} m^{0,76} \quad (3.17)$$

onde σ_0 é o coeficiente de resistência e m é o expoente de encruamento na equação de Hollomon ($\sigma = \sigma_0 \varepsilon^m$).

Outras relações entre ϕ e Δ foram estimadas^(47,68,69), cujos valores nem sempre se apresentaram similares àqueles observados na tabela III.1 ou obtidos através das equações 3.15 a 3.17. Essas diferenças podem estar associadas tanto ao estado inicial de encruamento do material (as relações descritas acima se referem ao metal recozido) como a distintas “interpretações” da técnica. Uma das hipóteses consideradas no desenvolvimento do método da superposição, como mencionado anteriormente, é que as curvas de escoamento das barras recozida e trefilada deveriam coincidir a partir do valor de deformação efetiva. Esta afirmação nem sempre é verdadeira, conforme foi mostrado para outros processos de conformação na seção 3.1 (vide deformação em dois estágios ou efeito do caminho de deformação). Desta forma, alguns trabalhos foram desenvolvidos considerando não o critério do limite de escoamento, mas o de melhor ajuste visual das curvas tensão-deformação, cuja representação esquemática pode ser observada na figura 3.48⁽⁶⁹⁾.

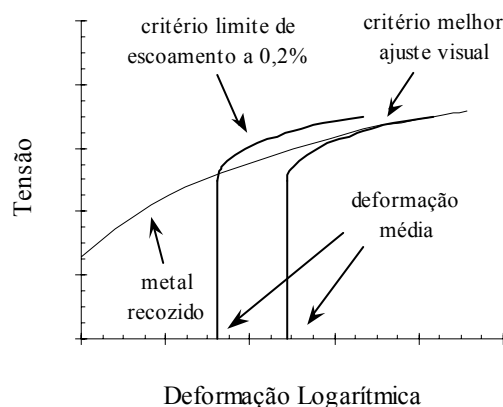


Figura 3.48 - Comparação entre os critérios de limite de escoamento e melhor ajuste visual - técnica de superposição das curvas tensão - deformação⁽⁶⁹⁾.

Ainda em relação à utilização do método da superposição das curvas tensão-deformação, CETLIN e MARCOS⁽⁷⁰⁾ obtiveram resultados diferentes daqueles apresentados acima para amostras de aço 1008 (figura 3.49). Foram considerados os critérios de tensão de escoamento a 0,2% e melhor ajuste visual (no caso, os valores foram similares àqueles observados aplicando a tensão de escoamento a 1%, introduzindo, dessa forma, um critério mais objetivo). Uma relação parabólica entre ϕ e Δ foi verificada para ambas as situações, em contraste com a expressão linear obtida através do emprego dos termos da equação de Hollomon do metal na equação 3.15.

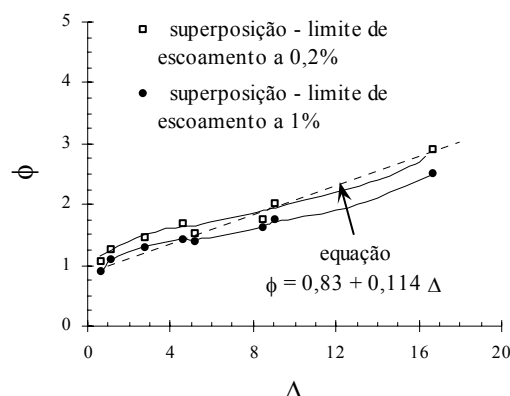


Figura 3.49 - Comparação entre as curvas $\phi \times \Delta$ obtidas (técnica da superposição) experimentalmente e teoricamente para amostras de aço 1008⁽⁷⁰⁾.

Além das discrepâncias observadas entre os resultados obtidos para diferentes trabalhos, uma das limitações deste método é que se trata de um procedimento indireto no estudo da deformação na trefilação. Os resultados são baseados em ensaios de tração posteriores e, portanto, podem ser afetados pelos efeitos do caminho de deformação. Além da forma geral da curva do metal trefilado (fato já mencionado no parágrafo anterior), a posição da tensão inicial de fluxo em relação à curva do metal recozido é um dos aspectos estudados neste contexto (seção 3.1).

O terceiro método experimental citado no estudo da deformação na trefilação é a técnica dos perfis de microdureza, procedimento inicialmente apresentado por BACKOFEN⁽⁷¹⁾. Os experimentos, assim como a visioelasticidade, resultam na determinação da distribuição de deformação ao longo da seção transversal do metal trefilado, permitindo posterior cálculo da deformação média e coeficiente de deformação redundante. Na figura 3.50 pode ser observado um exemplo de utilização do mesmo para barras de alumínio comercialmente puro⁽⁷²⁾. O processo é iniciado com a realização de ensaios de microdureza ao longo do raio do metal trefilado, conforme a figura 3.50(a). Paralelamente, uma relação entre os valores de microdureza e deformação efetiva é obtida através de testes de tração em corpos de prova recozidos (figura 3.50(b)). Em seguida, o perfil de microdureza é convertido em distribuição de deformação, conforme a figura 3.50(c). A determinação de ϵ_e e, portanto, de ϕ , é realizada através da média da seção do perfil que descreve a deformação.

A equação 3.18 representa uma relação entre ϕ e Δ obtida através desse método⁽⁷¹⁾. O valor de C igual a 0,12 é apresentado para barras e arames em geral, sem referência a respeito do material.

$$\phi = 1 + C (\Delta - 1) \quad \text{ou} \quad \phi = 0,88 + 0,12 \Delta \quad (3.18)$$

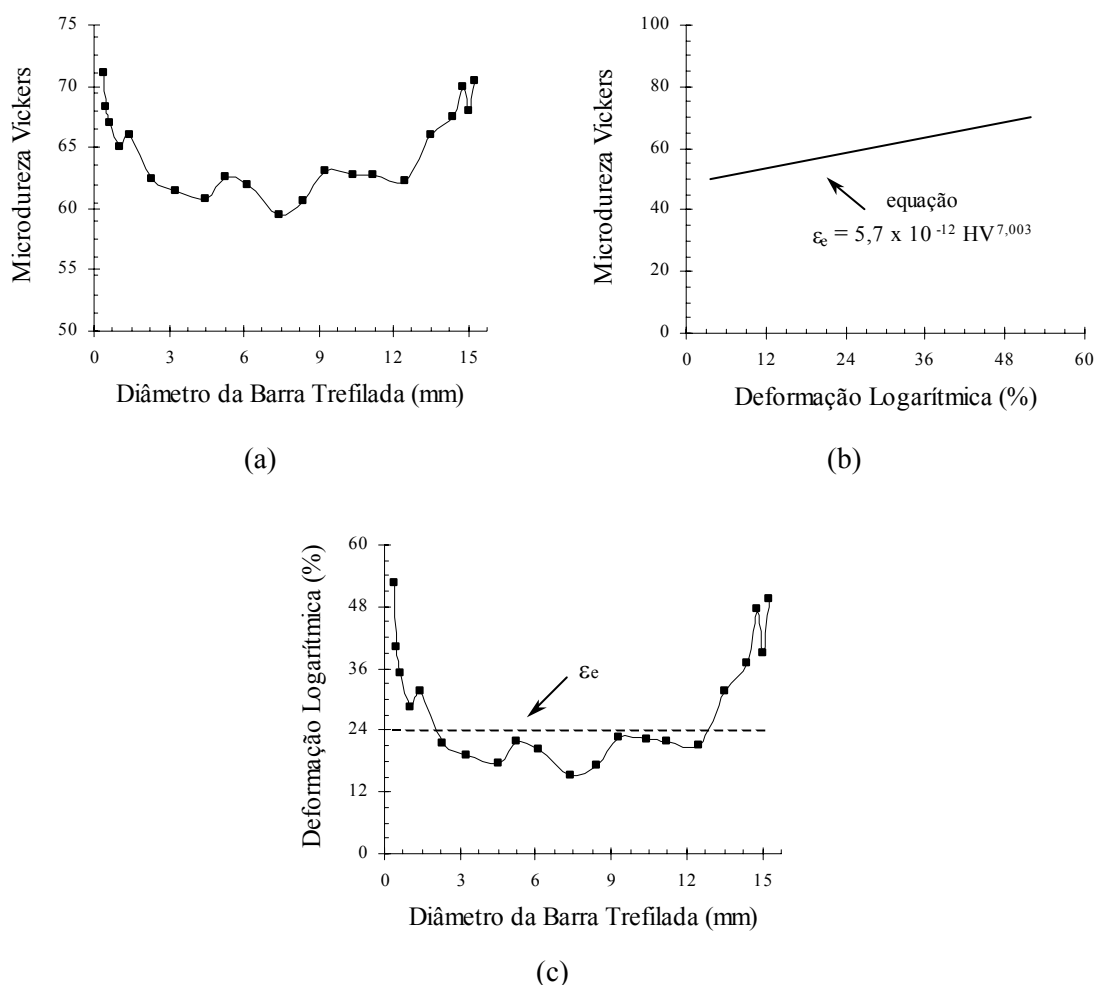


Figura 3.50 - Utilização da técnica dos perfis de microdureza em barras de alumínio: (a) exemplo de perfil de microdureza Vickers, (b) relação entre a deformação e a microdureza e (c) exemplo de perfil de deformação/cálculo da deformação média na trefilação⁽⁷²⁾.

CETLIN⁽⁷²⁾, aplicando a técnica dos perfis de dureza, analisou o método de cálculo da deformação efetiva, concluindo que a mesma deveria ser determinada através da média da seção do parabolóide e não do perfil de deformação. A comparação entre os dois critérios é apresentada na figura 3.51, acompanhada da equação 3.18. Conforme havia sido observado na figura 3.49 para a técnica da superposição das curvas tensão-deformação, não é verificada uma relação linear entre ϕ e Δ .

Assim como o método da superposição, a técnica dos perfis de microdureza também é um procedimento indireto para a obtenção da deformação no material trefilado. A utilização do ensaio de tração para a determinação da relação dureza-deformação pode ser questionada, visto que parte da premissa de que a microdureza seria uma função apenas da deformação efetiva, independente da forma pela qual a mesma é produzida. Experimentos realizados com amostras de aço baixo carbono extrudadas confirmam essa suposição, conforme pode ser verificado na figura 3.52(a)⁽⁷³⁾. Valores de

microdureza Vickers obtidos em distintas regiões dos corpos de prova para deformações similares (determinadas através da técnica de visioelasticidade) indicam que a mesma poderia ser considerada como uma “variável de estado”. Por outro lado, testes realizados em corpos de prova de alumínio e cobre laminados com diferentes amplitudes de deformação por passe mostram que os resultados de microdureza estariam associados à forma pela qual o metal é processado⁽⁷⁴⁾ (figura 3.52(b)), afirmação que estaria de acordo com os trabalhos apresentados na seção 3.1.4 - efeito do caminho de deformação no comportamento mecânico dos materiais. Adicionado a esse fato, os erros experimentais relativos ao método, no caso a acentuada dispersão dos valores de microdureza⁽⁷⁰⁾, também contribuem para as limitações de uso do mesmo.

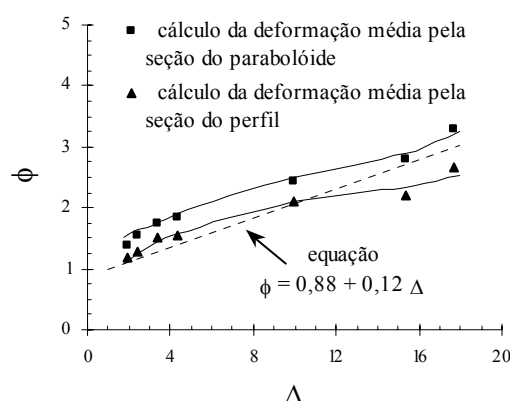


Figura 3.51 - Comparação entre as curvas $\phi \times \Delta$ obtidas experimentalmente (técnica dos perfis de microdureza) - cálculo de ε_e através de dois critérios superposição, e teoricamente para amostras de aço 1008⁽⁷²⁾.

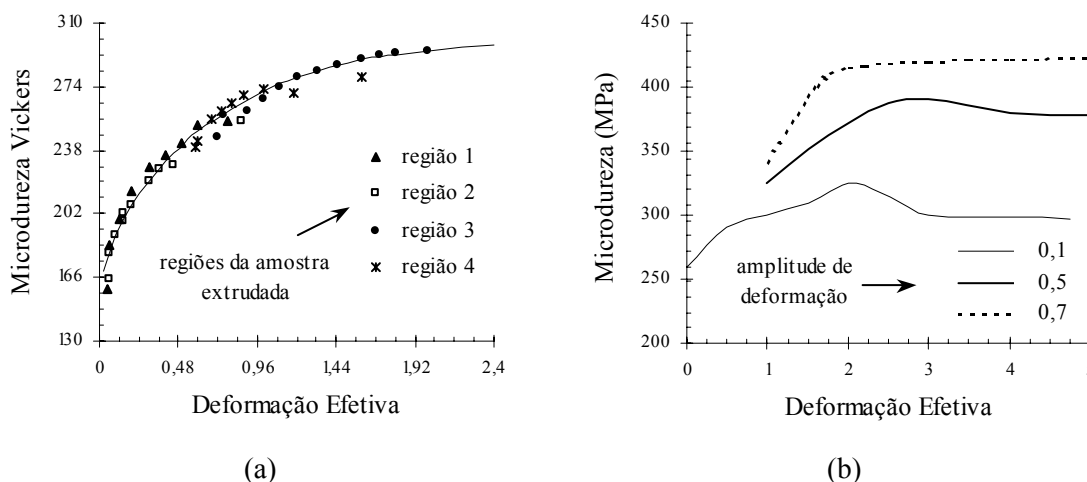


Figura 3.52 - Curvas microdureza - deformação efetiva: (a) aço baixo carbono extrudado⁽⁷³⁾ e (b) alumínio laminado em vários passes⁽⁷⁴⁾.

Ainda em relação às técnicas experimentais, uma comparação entre os métodos dos perfis de microdureza e da superposição das curvas tensão - deformação realizados em corpos de prova de aço baixo carbono é apresentada na figura 3.53⁽⁷⁵⁾. Observa-se que os dois procedimentos levam a resultados distintos (a equação mostrada foi determinada segundo a expressão 3.15, coincidindo razoavelmente com os pontos para superposição), com maiores valores obtidos através da técnica dos perfis de dureza.

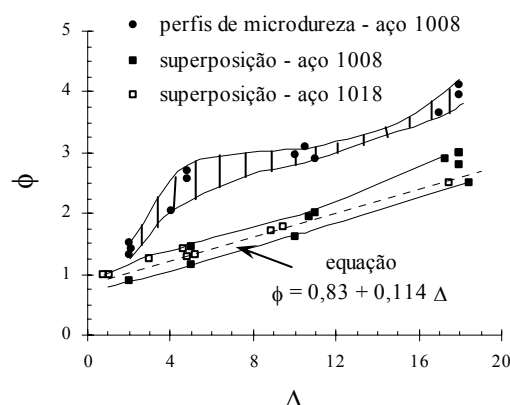


Figura 3.53 - Comparação das técnicas dos perfis de microdureza e de superposição das curvas tensão - deformação para corpos de prova de aço baixo carbono⁽⁷⁵⁾.

3.2.2.2. Análise da deformação através de métodos teóricos

Assim como os métodos experimentais, modelos analíticos vem sendo elaborados com o objetivo de estimar a deformação na trefilação. O estudo tem sido desenvolvido a partir da análise de um campo de velocidades cinematicamente admissível, e da descontinuidade das mesmas à entrada e saída da zona de deformação (velocidades v_i e v_f axiais antes e após a passagem do material pelo cone de trabalho), dando origem às chamadas superfícies esféricas de descontinuidade Γ_1 e Γ_2 , conforme a figura 3.54⁽⁷⁶⁾.

Nas equações 3.19 e 3.20 pode ser observada uma expressão para o coeficiente de deformação redundante proposta por AVITZUR⁽⁷⁶⁾, baseada na formulação descrita acima.

$$\phi = f(\alpha) + \frac{(1/3^{1/2}) [(\alpha / \text{sen}^2 \alpha) - \cot \alpha]}{\ln (r_i / r_f)} \quad (3.19)$$

$$f(\alpha) = \frac{1}{\text{sen}^2\alpha} \left[1 - (\cos\alpha) \left(1 - \frac{11}{12} \text{sen}^2\alpha \right)^{1/2} + \frac{1}{(132)^{1/2}} \ln \frac{1 + \left(\frac{11}{12} \right)^{1/2}}{\left(\frac{11}{12} \right)^{1/2} \cos\alpha + \left(1 - \frac{11}{12} \text{sen}^2\alpha \right)^{1/2}} \right] \quad (3.20)$$

onde r_i e r_f são os raios da barra antes de após a trefilação, e $f(\alpha)$ é uma função que varia de 1 ($\alpha = 0$) a 1,1666 ($\alpha = 90^\circ$).

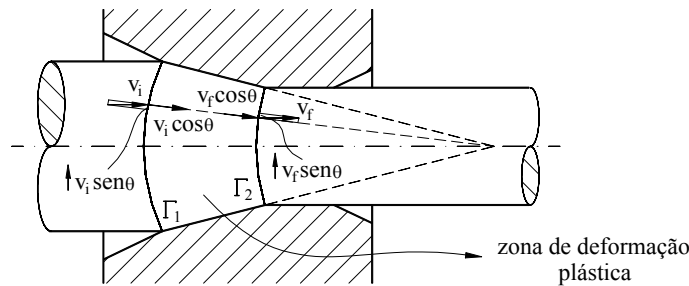


Figura 3.54 - Campo de velocidades na trefilação⁽⁷⁶⁾.

Outras soluções teóricas associadas a esse modelo de campo de velocidades esférico foram apresentadas por LUKSZA e MAJTA⁽⁷⁷⁾ e SADOK et al⁽⁶⁶⁾. Expressões foram desenvolvidas para o cálculo do coeficiente de deformação redundante, ora considerado constante ao longo da seção transversal da barra – equação 3.21⁽⁷⁷⁾, ora determinado para regiões ao longo do raio da mesma – equações 3.22 e 3.23⁽⁷⁷⁾, possibilitando a obtenção de uma espécie de perfil de ϕ . A distribuição da deformação ao longo da seção transversal da barra também foi estimada⁽⁶⁶⁾, conforme as equações 3.24 e 3.25.

$$\phi = 1 + \frac{1}{[(2 \times 3^{1/2}) \ln(d_i / d_f)]} \frac{(\alpha - 0,5 \text{ sen } 2\alpha)}{[(1 - \cos \alpha) \cos \alpha]} \quad (3.21)$$

$$\phi = \left[1 + \frac{4\varepsilon_{r0}^2}{3 \ln^2(d_i / d_f)} \right] \quad (3.22)$$

$$\varepsilon_{r\theta} = -(\text{ctg}\theta) \ln [(\cos \text{ arc tg } \text{sen}\theta) (\cos\theta)] - \frac{1}{2\text{sen}\theta} \left(\frac{1}{\cos \text{ arc tg } \text{sen}\theta} - \cos\theta \right) \quad (3.23)$$

onde θ é o ângulo associado à posição da partícula ou região de análise, variando de 0 a α .

$$\varepsilon = \frac{2}{3^{1/2}} \left\{ 3 [\ln(d_i/d_f)]^2 + 4 \left[\frac{1}{2t} \left(2 \ln(1-t^2) - \frac{t}{(1-t^2)^{1/2}} \right) \right]^2 \right\}^{1/2} \quad (3.24)$$

$$t = \frac{R}{r_f} \sin \alpha \quad (3.25)$$

onde R é a posição ou raio ao longo da seção transversal da barra em análise.

MAJTA et al⁽⁷⁸⁾ propuseram modificações no modelo analítico mostrado na figura 3.54, apresentando um campo de velocidades triangular, através do qual poderia ser determinada a distribuição do coeficiente de deformação redundante ao longo da seção transversal da barra - expressões 3.26 e 3.27.

$$\phi = \frac{1}{12^{1/2}} [\cos(\beta_2 - \alpha) - \cot\beta_2 \sin(\beta_2 - \alpha) + (12^{1/2}) \ln(r_i/r_f) + r_i^2 R \sin^2 \alpha \sin(\beta_1 - \beta_2)] \frac{1}{A \ln(r_i/r_f)} \quad (3.26)$$

$$A = r_f^2 (r_i - r_f) \sin(\beta_1 + \alpha) \sin\beta_2 \sin\beta_1 \quad (3.27)$$

onde β_1 e β_2 são ângulos associados ao campo triangular de velocidades.

A análise das equações 3.19 a 3.27 indica que os modelos teóricos propostos consideram apenas a influência dos aspectos geométricos do processo, desprezando os efeitos do próprio material e de outros parâmetros da operação, como o coeficiente de atrito e a taxa de deformação. Este fato certamente acarreta erros em relação ao comportamento do metal, constituindo a principal limitação à utilização dos métodos analíticos existentes no estudo da deformação na trefilação.

Ainda em relação ao desenvolvimento de modelos teóricos, TROZERA⁽⁷⁹⁾ associou o estudo analítico com resultados experimentais para determinar a deformação efetiva na trefilação. O método foi criado a partir de uma formulação para a tensão no processo, onde, além do semi-ângulo da fieira e da redução de área, eram observados aspectos relativos ao material e ao atrito. Os resultados se baseavam na diferença entre os dados obtidos nos testes e aqueles previstos, e na introdução apenas da deformação uniforme nas expressões. Na figura 3.55 são mostrados exemplos dos mesmos para barras de alumínio comercialmente puro trefiladas com diferentes reduções de área. As curvas representam os valores determinados teoricamente e os pontos são associados aos dados obtidos através da trefilação do metal. Para $\alpha = 3^\circ$ (figura 3.55(a)), os resultados previstos

parecem coincidir com os experimentais (considerando o coeficiente de atrito $\mu = 0,035$, determinado previamente), concluindo-se que a deformação total no processo para esse semi-ângulo estaria associada apenas à deformação homogênea. Para $\alpha = 15^\circ$ (figura 3.55(b)), esse fato não se repete, e as deformações efetivas podem ser determinadas, conforme o exemplo para $r = 24,9\%$. Assim como os modelos analíticos descritos anteriormente, esse procedimento também é questionável, visto que o valor de atrito utilizado é considerado independente tanto de α como de r , e o método utilizado para o cálculo do mesmo não é descrito com clareza.

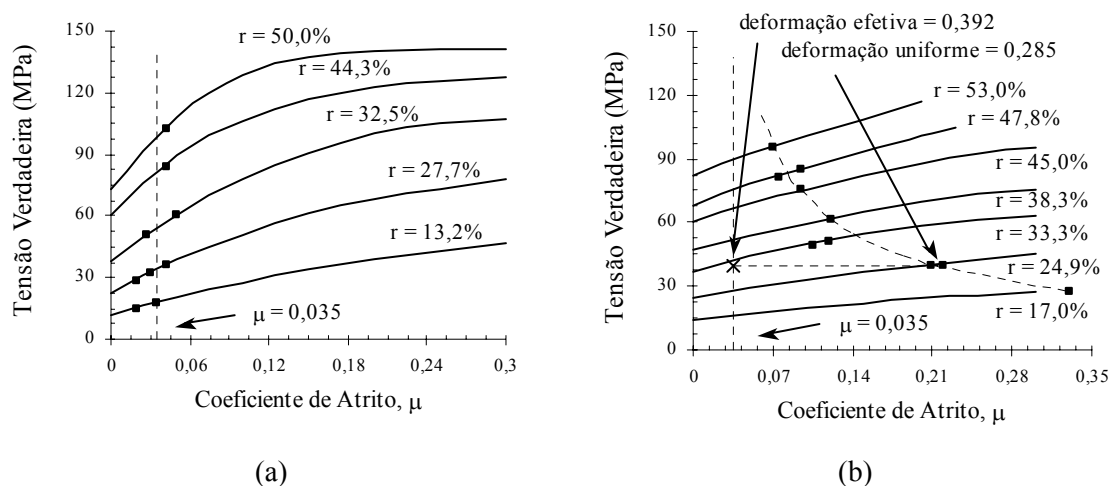


Figura 3.55 - Determinação da deformação efetiva através de um modelo teórico e de dados experimentais de tensão de trefilação: (a) $\alpha = 3^\circ$ e (b) $\alpha = 15^\circ$ ⁽⁷⁹⁾.

3.2.2.3. Análise da deformação através de métodos numéricos

A última linha de estudo da deformação na trefilação compreende os chamados métodos numéricos, cujo desenvolvimento, assim como os modelos analíticos, é associado ao modelagem matemática do processo. Dentre as diversas técnicas, a mais utilizada atualmente em operações de conformação mecânica é o método dos elementos finitos (*finite element method* – FEM), cuja aplicação em outras áreas pode ser considerada consolidada⁽⁸⁰⁾.

O método dos elementos finitos^(3,81) consiste na divisão da estrutura (ou domínio) em uma rede de pequenos elementos (subdomínios), conectados uns com os outros em nós, com graus finitos de liberdade, permitindo a elaboração de equações que associam os esforços aplicados à mudança de posição dos mesmos (especificamente no caso da análise de processos de deformação plástica). A solução do problema envolve a utilização e cálculo de matrizes de rigidez para cada elemento da peça em estudo que, por sua vez, são unidos em uma matriz de rigidez geral da estrutura. As principais vantagens dessa técnica estão associadas à capacidade de obtenção de informações

detalhadas e à possibilidade e facilidade de alterações nas características do material ou nos parâmetros considerados para o processo⁽⁸¹⁾. Por outro lado, a escolha da geometria e tamanho dos elementos, dos próprios parâmetros de entrada da operação (por exemplo, o coeficiente de atrito), da curva de escoamento do metal (utilização de dados provenientes de testes monotônicos em processos que compreendem esforços diversos), e do modo de ajuste do modelo pode levar a discrepâncias entre os resultados observados e o comportamento real do material.

Em relação à trefilação, verifica-se que a quantidade de trabalhos conduzidos através do método dos elementos finitos parece ser inferior à observada para outras operações de conformação, especialmente em termos de análise dos efeitos do encruamento nos resultados⁽⁴⁵⁾.

Na figura 3.56 são apresentados exemplos de distribuição de deformação ao longo seção transversal de uma barra de cobre durante a passagem da mesma pela fiação⁽⁶⁴⁾. As simulações foram conduzidas nas mesmas condições apresentadas para a figura 3.45, experimento realizado através da técnica de visioelasticidade⁽⁶⁴⁾. A análise dos gráficos mostra que os valores e formas das curvas apresentam alguma similaridade (apesar das diferenças entre os dados se tornarem mais acentuadas na medida em que se aproxima da superfície da barra), levando os autores a afirmar que o uso de FEM descreve com razoável precisão a deformação na trefilação de barras, sendo necessária, no entanto, a verificação experimental do processo. Ressalta-se que os efeitos de alterações dos parâmetros utilizados durante a modelagem nos resultados não são abordados pelos autores.

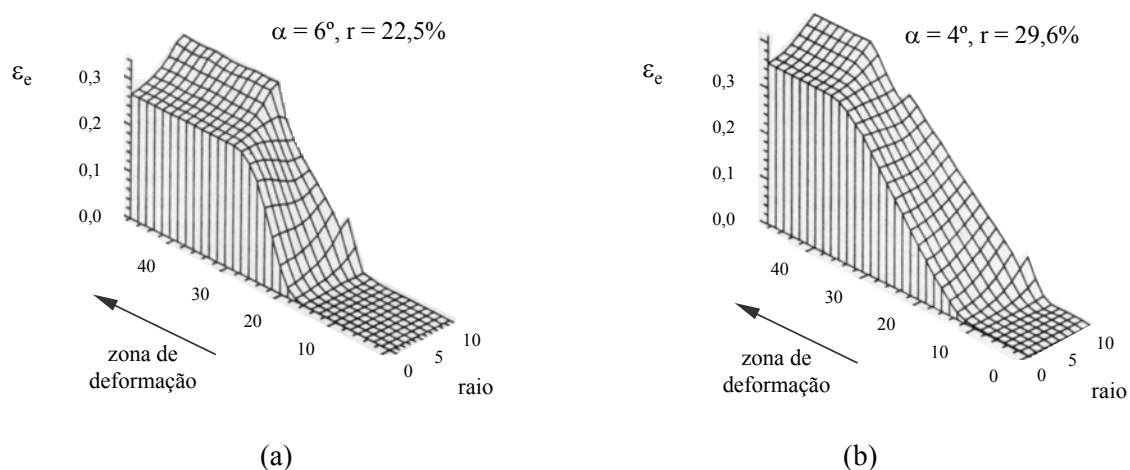


Figura 3.56 - Distribuição da deformação efetiva dentro da zona de trefilação de uma barra de cobre obtida através do método de elementos finitos (FEM): (a) $\alpha = 6^\circ, r = 22,5\%$ e (b) $\alpha = 4^\circ, r = 29,6\%$ ⁽⁶⁴⁾.

Uma outra comparação entre resultados obtidos por procedimentos distintos é mostrada na figura 3.57⁽⁶⁶⁾, onde é apresentada a distribuição de deformação ao longo do raio de barras de aço inoxidável trefilado, determinada através de visioplasticidade, da técnica dos perfis de microdureza, de um modelo teórico (equações 3.24 e 3.25), e do método dos elementos finitos (programa comercial FORGE). Verifica-se que os dados são relativamente similares para α mais baixo, condição de trefilação que representa maior homogeneidade de deformação no processo (para as reduções consideradas nas figuras). Por outro lado, para $\alpha = 10^\circ$ acentuadas diferenças podem ser observadas, evidenciando as limitações tanto do método numérico como dos demais na análise da deformação na trefilação de barras.

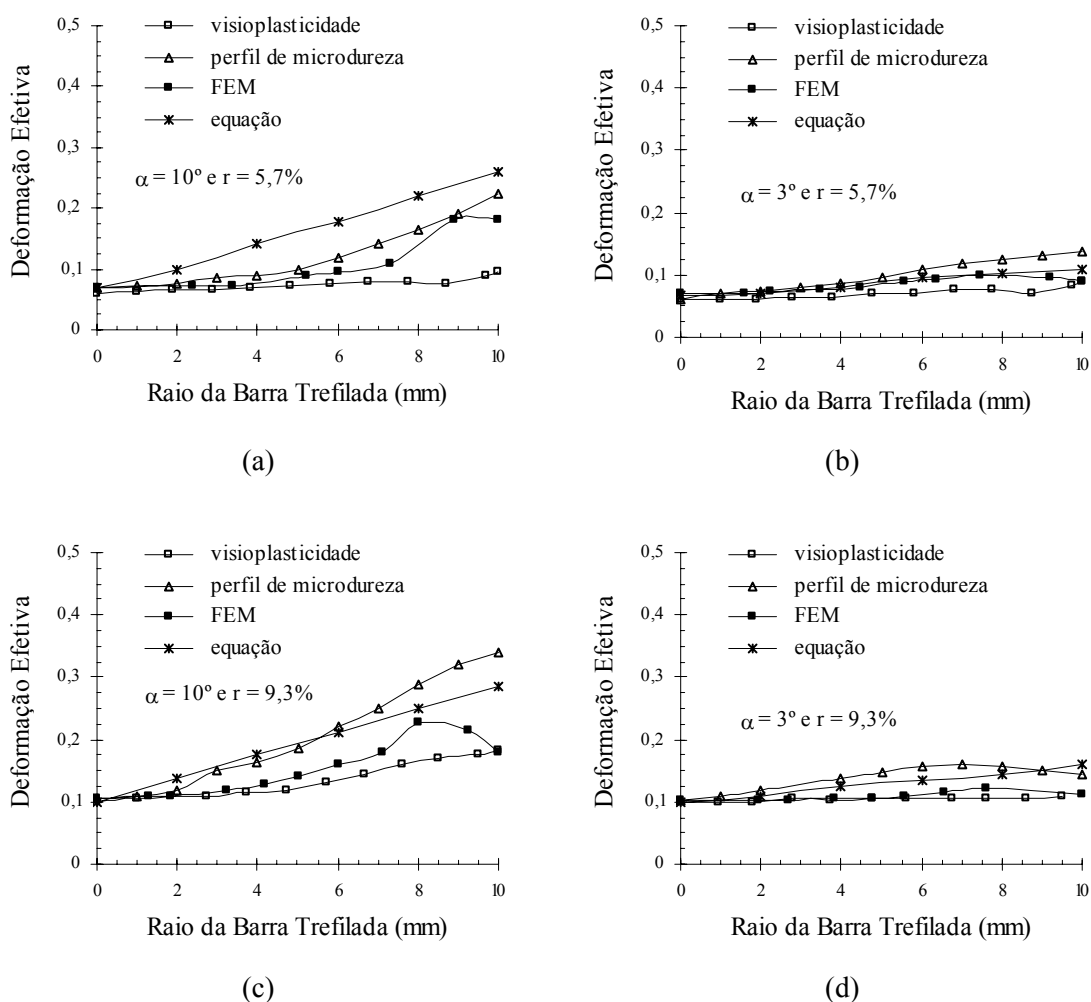


Figura 3.57 - Distribuição da deformação efetiva ao longo da seção transversal de barras de aço inoxidável obtidas através dos métodos de visioplasticidade, perfis de microdureza, elementos finitos e analítico: (a) $\alpha = 10^\circ$ e $r = 5,7\%$, (b) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 5,7\%$, (c) $\alpha = 10^\circ$ e $r = 9,3\%$, (d) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 9,3\%$ ⁽⁶⁶⁾.

3.2.3. A Tensão no Processo de Trefilação

A tensão de trefilação é definida como a força externa F aplicada ao material à saída da fieira sobre a área da barra após a passagem pela mesma, representada pela equação 3.28.

$$\sigma_{\text{tref}} = \frac{F}{A_f} \quad (3.28)$$

Assim como o trabalho relativo ao processo, a tensão total de trefilação pode ser considerada como a soma de tensões parciais, correspondentes aos esforços necessários para realizar as deformações homogênea e redundante e para vencer a resistência ao atrito associado à interface metal/matriz. Dessa forma, verifica-se que diversos fatores deverão afetar os valores da mesma, tais como: geometria da fieira (semi-ângulo, redução e comprimento da região cilíndrica), coeficiente de atrito, velocidade de deformação e características do próprio metal, cujos efeitos poderão contribuir em uma ou mais parcelas da tensão total no processo.

Na figura 3.58 podem ser observados exemplos da influência dos aspectos geométricos da operação na tensão relativa de trefilação⁽⁸²⁾ (razão entre a tensão e o limite de escoamento médio do metal). Os efeitos do semi-ângulo da fieira tanto na tensão total como nas parcelas da mesma são mostrados na figura 3.58(a). Verifica-se que, além da contribuição na porção relacionada à deformação redundante, fato previamente observado na seção 3.2.2, esse parâmetro também é responsável por variações na resistência ao atrito, caracterizando o chamado “ângulo ótimo” de trefilação, cujo valor está associado à tensão total mínima da operação. A influência da redução de área (em conjunto com α) na tensão relativa total pode ser verificada na figura 3.58(b). Observa-se uma relação monotônica entre r e σ_{tref} , independente do semi-ângulo considerado, cujo valor ideal, no entanto, parece ser diretamente proporcional à redução imposta. Acredita-se que, além da fração de tensão correspondente à realização da deformação uniforme, essa variável também afetaria a parcela associada à fricção no processo. Ainda em relação à geometria do mesmo, os efeitos do comprimento da região cilíndrica da fieira (L) são mostrados na figura 3.58(c). O aumento na superfície de contato entre o metal e a matriz implicaria na elevação da força de atrito e, conseqüentemente, na tensão necessária para trefilar.

A influência do coeficiente de atrito na tensão total de trefilação é exibida na figura 3.59⁽⁸²⁾. O acréscimo no valor da mesma estaria associado principalmente aos esforços necessários para vencer a resistência devida à fricção entre o material e a fieira, visto que os efeitos desse parâmetro na distribuição de deformação da barra e, portanto, na parcela de tensão relativa à deformação redundante são questionados, considerados apenas como superficiais⁽⁸³⁾.

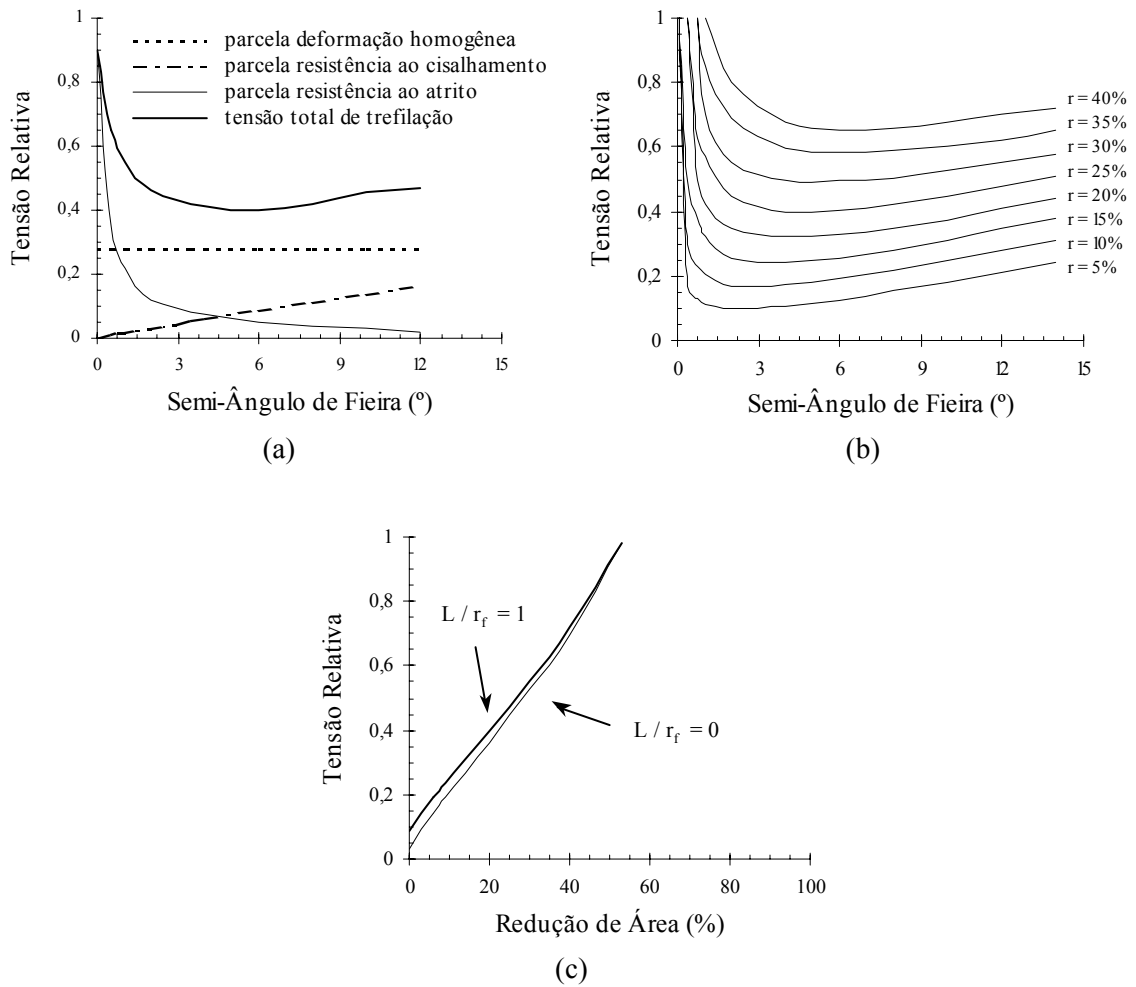


Figura 3.58 - Influência dos aspectos geométricos do processo na tensão relativa de trefilação: (a) semi-ângulo - $r = 25\%$ - e $\mu = 0,03$, (b) redução de área e semi-ângulo - $\mu = 0,03$ e (c) comprimento da região cilíndrica - $\mu = 0,03$ e $\alpha = 4^{0,82}$.

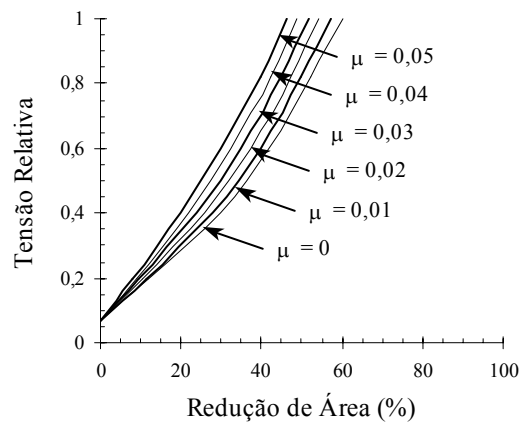


Figura 3.59 - Influência do coeficiente de atrito na tensão relativa de trefilação - $L = 0$ e $\alpha = 4^{0,82}$.

Por fim, na figura 3.60 podem ser verificados exemplos de resultados obtidos em barras de cobre e aço baixo carbono relativos à influência da velocidade do processo, que afeta especialmente as condições de lubrificação do mesmo e, por consequência, os esforços associados à resistência às forças de atrito⁽⁸⁴⁾.

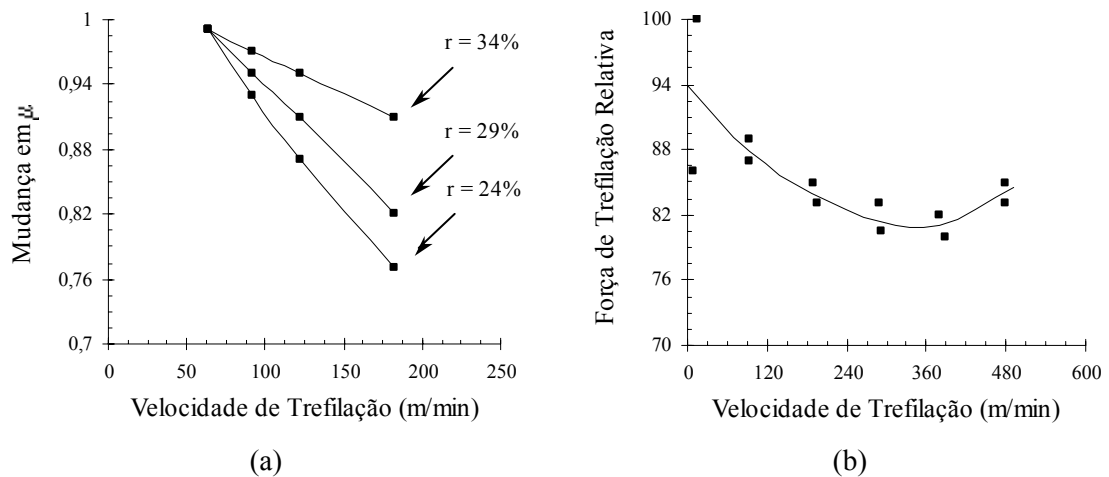


Figura 3.60 - Efeito da velocidade do processo (a) no coeficiente de atrito – barras de cobre, $\alpha = 6^\circ$ e (b) força de trefilação – barras de aço baixo carbono, $\alpha = 6^\circ$, $r = 26\%$ ⁽⁸⁴⁾.

Assim como as características da deformação na operação, diversos trabalhos foram desenvolvidos com o objetivo de estimar a tensão de trefilação. As diferenças entre os resultados obtidos através das diversas técnicas estariam associadas à abordagem (método da energia de deformação uniforme, método dos blocos, método do limite superior, entre outros) e às hipóteses consideradas nos mesmos, ou seja, à escolha das variáveis a serem utilizadas – ocorrência das forças de fricção (coeficiente de atrito), encruamento do material (tensão de escoamento \neq constante) e deformação redundante (fator de trabalho redundante).

Uma das primeiras e mais importantes análises da tensão de trefilação foi apresentada por SACHS⁽⁴⁴⁾, realizada através do método dos blocos, onde o parâmetro do material - tensão de escoamento média – era considerado constante e o efeito das forças de atrito era avaliado através da inclusão de μ nas expressões (equações 3.29 e 3.30). Por outro lado, esses esforços provenientes do contato metal/matriz foram desprezados por SIEBEL⁽⁴⁴⁾ (expressão 3.31), cujo trabalho desenvolvido a partir do método da energia de deformação uniforme foi posteriormente corrigido por SACHS e VAN HORN⁽⁴⁴⁾, conforme a equação 3.32.

$$\sigma_{\text{tref}} = \left[1 - \left(\frac{d_f}{d_i} \right)^{2B} \right] \left(\frac{1+B}{B} \right) Y \quad (3.29)$$

$$B = \mu \cot\alpha \quad (3.30)$$

onde Y é a tensão de escoamento do material.

$$\sigma_{\text{tref}} = 2Y \ln \frac{d_i}{d_f} \quad (3.31)$$

$$\sigma_{\text{tref}} = 2Y \ln \left(\frac{d_i}{d_f} \right)^2 (1 + \mu \cot\alpha) \quad (3.32)$$

O efeito do encruamento do material no cálculo da força necessária para trefilar foi introduzido por DAVIS e DOKOS⁽⁴⁴⁾, complementando a formulação desenvolvida anteriormente por SACHS, cujos resultados podem ser verificados na equação 3.33.

$$\sigma_{\text{tref}} = Y \left(\frac{1+B}{B} \right) \left\{ \left[1 - \left(\frac{d_f}{d_i} \right)^{2B} \right] \left[1 - \frac{K}{YB} \right] + \frac{K}{Y} \ln \left(\frac{d_i}{d_f} \right)^2 \right\} \quad (3.33)$$

onde K é uma constante.

As primeiras teorias considerando a contribuição da deformação redundante na tensão de trefilação foram propostas por KÖRBER e EICHINGER⁽⁸⁵⁾ (expressões 3.34 e 3.35) e SIEBEL⁽⁸⁴⁾ (expressões 3.36 e 3.37). Em ambos modelos, foram determinados fatores de trabalho redundante Φ , a serem adicionados a expressões desenvolvidas a partir de técnicas já utilizadas. Uma das principais características desses estudos foi a suposição de que as deformações homogênea e redundante seriam separáveis⁽⁸⁴⁾, ou seja, a deformação redundante estaria concentrada à entrada e à saída da feira e a deformação homogênea corresponderia à zona de deformação plástica⁽⁴³⁾.

$$\sigma_{\text{tref}} = \left[1 - \left(\frac{d_f}{d_i} \right)^{2B} \right] \left(\frac{1+B}{B} \right) Y_m + \Phi \quad (3.34)$$

$$\Phi = \left(\frac{4}{3 \cdot 3^{1/2}} \right) Y_m \alpha \quad (3.35)$$

onde Y_m é a tensão média de escoamento.

$$\sigma_{\text{tref}} = Y_m \ln \left(\frac{d_i}{d_f} \right)^2 + \frac{\mu}{\alpha} Y_m \ln \left(\frac{d_i}{d_f} \right)^2 + \Phi \quad (3.36)$$

$$\Phi = \left(\frac{2}{3} \right) Y_m \alpha \quad (3.37)$$

Na figura 3.61 pode ser observada uma comparação entre os resultados obtidos através das análises descritas anteriormente e testes realizados em barras de cobre⁽⁴⁴⁾. São mostradas curvas de força de trefilação em função da redução de área para três valores de semi-ângulo de fieira. Verifica-se que a proximidade dos dados teóricos e experimentais se dá de acordo com os valores de α e r , não existindo um modelo (dentre os cinco apresentados) que descreva em geral os esforços de trefilação satisfatoriamente.

Questionando as considerações a respeito da deformação presentes nos trabalhos previamente apresentados, HILL e TUPPER^(44,67) propuseram um novo modelo ou expressão para o cálculo da tensão de trefilação a partir da teoria do campo de linhas de deslizamento, que pode ser observado na equação 3.38.

$$\sigma_{\text{tref}} = (1 + m \cot \alpha) \left(\frac{d_i}{d_f} - 1 \right) q \quad (3.38)$$

onde q é a pressão normal à face da fieira.

WISTREICH⁽⁸⁴⁾, após analisar as teorias existentes, deduziu de forma experimental um fator a ser multiplicado na expressão desenvolvida por HILL e TUPPER, conforme as equações 3.39 e 3.40. Esse novo coeficiente de deformação redundante variaria de acordo com as condições do processo, diminuindo com o aumento do atrito e com o encruamento do material.

$$\Phi = 0,87 + \left(\frac{A_s}{M} \right) \quad (3.39)$$

$$\frac{A_s}{M} = \left(\frac{d_i + d_f}{d_i - d_f} \right) \left(\frac{1 - \cos \alpha}{2 \sin \alpha} \right) \quad (3.40)$$

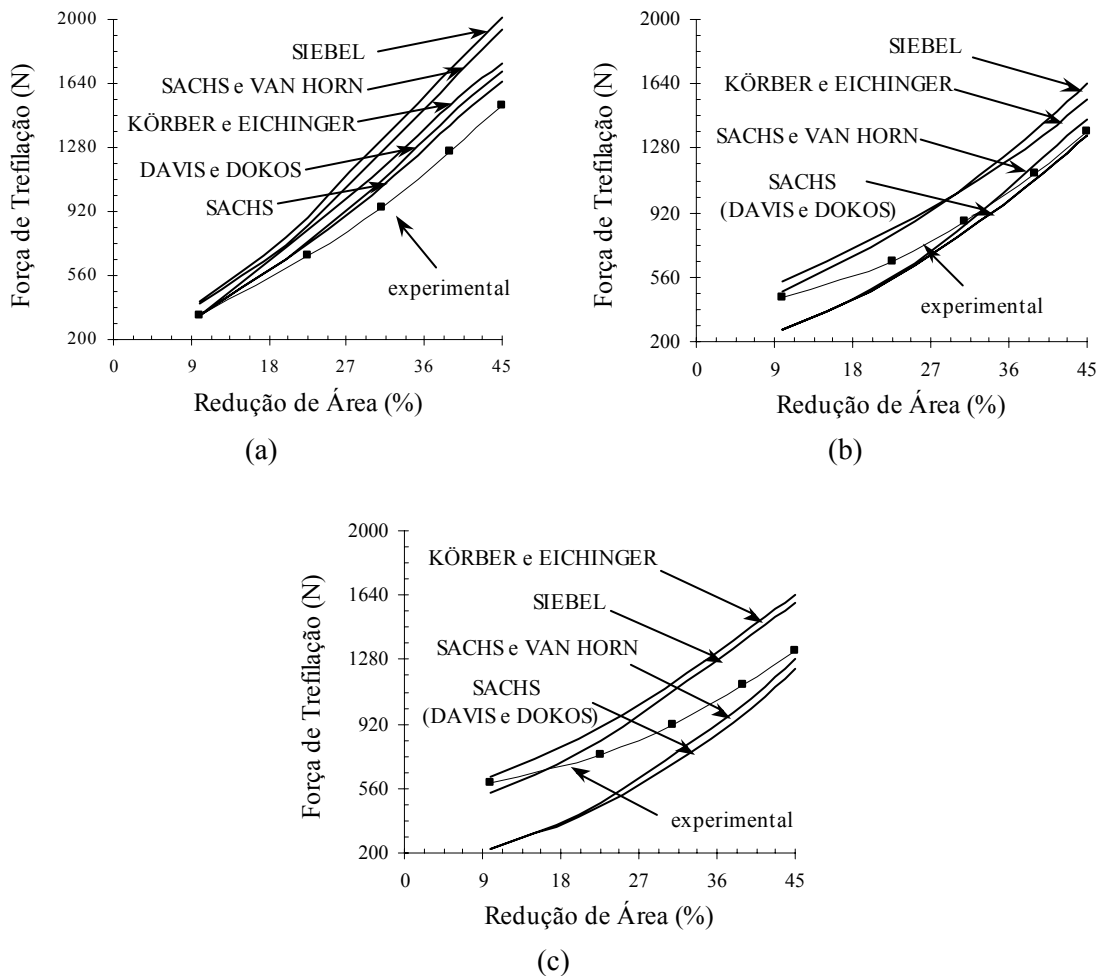


Figura 3.61 - Curvas força de trefilação x redução de área de barras de cobre eletrolítico obtidas experimental e teoricamente: (a) $\alpha = 2,29^\circ$, (b) $\alpha = 8^\circ$ e (c) $\alpha = 15,5^\circ$ ⁽⁴⁴⁾.

JOHNSON e ROWE⁽⁸⁵⁾, através da comparação de valores de tensão de trefilação obtidos experimental e teoricamente para barras de cobre, latão, alumínio e aço baixo carbono, com diferentes variáveis de processo e condições de lubrificação, também propuseram uma expressão (equação 3.41) para o cálculo do coeficiente de deformação redundante, a ser utilizada como um fator multiplicativo na formulação baseada no método dos blocos. Foi verificado que o mesmo dependeria principalmente dos parâmetros geométricos da fiação e o coeficiente de atrito e o encruamento prévio do metal em pouco afetariam seus resultados (alterando, no entanto, a tensão de trefilação como um todo). Razoável concordância entre os dados de Φ calculados e observados através de testes é notada, conforme a figura 3.62.

$$\Phi = 0,88 + 0,78 \left(\frac{A_s}{M} \right) \quad (3.41)$$

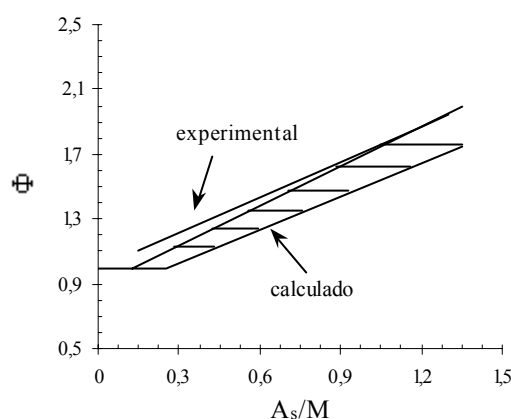


Figura 3.62 - Comparação entre os dados experimentais e teóricos de Φ ⁽⁸⁵⁾.

Similarmente ao que é verificado no estudo da deformação no processo, o método dos elementos finitos também vem sendo utilizado na análise da tensão de trefilação. As limitações ou problemas citados anteriormente se aplicam às investigações. Na figura 3.63 são apresentados exemplos de resultados de tensão relativa (tensão de trefilação dividida pelo limite de escoamento do material) obtidos para o cobre experimentalmente e através de FEM (atrito = 0,03)⁽⁴⁵⁾.

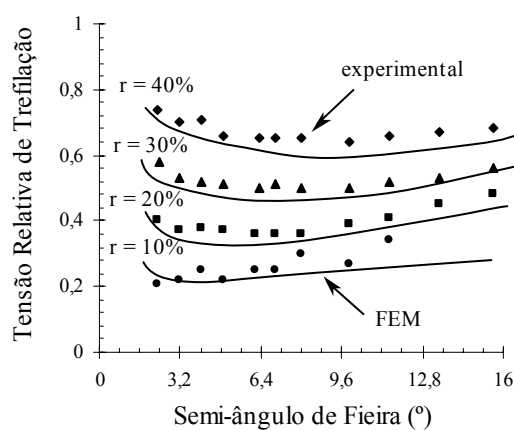


Figura 3.63 - Comparação dos resultados de tensão relativa de trefilação de barras de cobre obtidos experimentalmente e através do método dos elementos finitos⁽⁴⁵⁾.

3.2.4. Previsão do Comportamento Mecânico do Metal Trefilado

Conforme já havia sido observado, a importância do estudo da deformação na trefilação não está associada somente a uma maior compreensão do processo, mas refere-se também à possibilidade de análise das propriedades mecânicas subsequentes do metal trefilado. Dessa forma, além da

investigação das características da deformação na operação, alguns trabalhos vêm apresentando expressões ou métodos para estimar as propriedades do material.

CADDEL e ATKINS⁽⁴⁷⁾ propuseram as equações 3.42 e 3.43 para o cálculo do limite de resistência de barras de aço inoxidável 303, alumínio 2024, ferro Armco e alumínio 1100 trefiladas. Verifica-se que o parâmetro considerado nas expressões é o coeficiente de deformação redundante, determinado a partir do método de superposição das curvas tensão - deformação - equações 3.15 a 3.17. A comparação entre os resultados experimentais e teóricos (figura 3.64) indica que os modelos utilizados parecem descrever com razoável precisão o comportamento desses metais, com exceção do ferro Armco.

$$\sigma_{rtref} = \sigma_{rrec} e^{\phi \varepsilon} \quad \text{para } (\phi \varepsilon) \leq m \quad (3.42)$$

$$\sigma_{rtref} = \sigma_o (\phi \varepsilon)^m \quad \text{para } (\phi \varepsilon) \geq m \quad (3.43)$$

onde σ_{rtref} e σ_{rrec} são os limites de resistência do metal trefilado e recozido, respectivamente; m é o expoente de encruamento e σ_o é o coeficiente de resistência na equação de Hollomon ($\sigma = \sigma_o \cdot \varepsilon^m$)

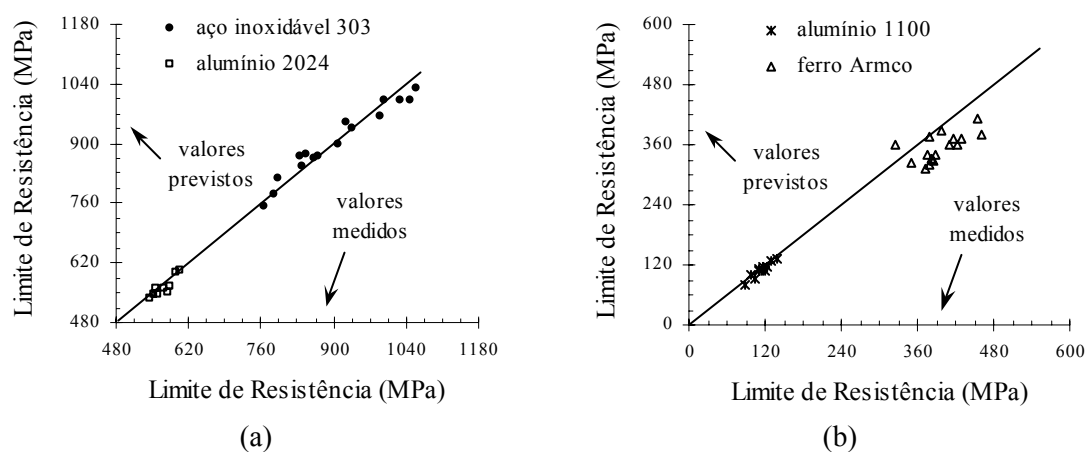


Figura 3.64 - Curvas limite de resistência - determinação analítica x limite de resistência determinação experimental para barras trefiladas: (a) aço inoxidável 303 e alumínio e (b) alumínio 1100 e ferro Armco⁽⁴⁷⁾.

Em vez do estudo do encruamento médio da barra trefilada, MAJTA et al.⁽⁷⁸⁾ analisaram a determinação da distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da peça. O trabalho foi desenvolvido a partir de um modelo teórico para o cálculo de ϕ (valores locais – equações 3.26 e 3.27) e das expressões 3.42 a 3.45. Na figura 3.65 podem ser observados dados

obtidos experimental e teoricamente para amostras de cobre. Verifica-se que os mesmos são similares, especialmente para a determinação dos limites de escoamento e resistência, onde a dispersão dos valores é menor.

$$\sigma_{\text{etref}} = \sigma_{\text{erec}} \phi^m \quad (3.44)$$

$$HV_{\text{tref}} = D (\phi\varepsilon)^m \quad (3.45)$$

onde σ_{etref} e σ_{erec} são os limites de escoamento do metal trefilado e recozido, respectivamente; HV_{tref} é a microdureza do metal trefilado e D é uma constante.

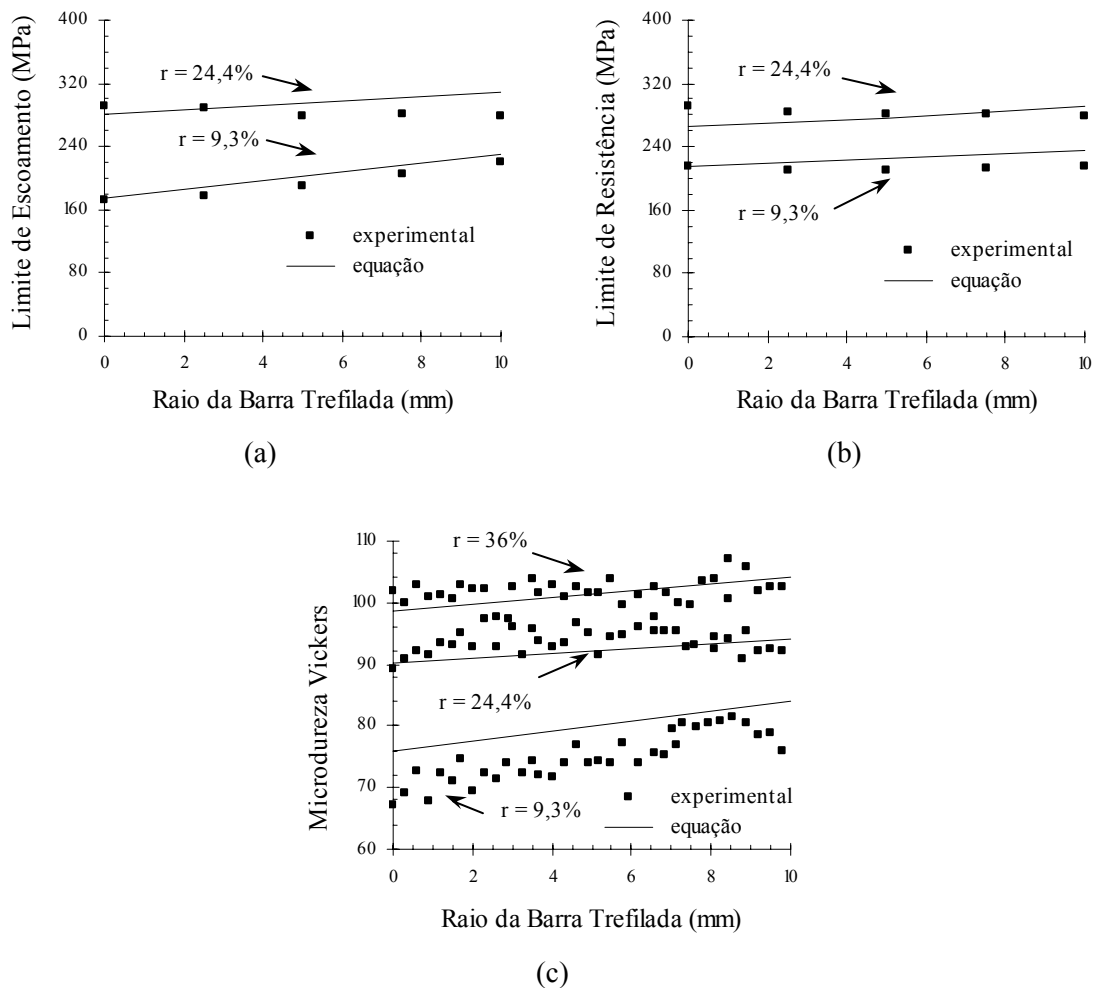


Figura 3.65 - Comparação das distribuições teóricas e experimentais das propriedades mecânicas de barras de cobre trefiladas ($\alpha = 8^\circ$): (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência e (c) microdureza Vickers⁽⁷⁸⁾.

GIFFORD et al.⁽⁸⁶⁾ utilizaram resultados experimentais e numéricos para o cálculo da distribuição de microdureza em amostras de aço inoxidável 304 trefiladas. Os dados foram obtidos a partir de perfis de deformação (simulação pelo método dos elementos finitos) e de uma expressão microdureza x resistência mecânica (determinada através de testes em laboratório), posteriormente convertida em uma relação microdureza x deformação. A comparação entre os resultados de dureza provenientes da simulação e dos ensaios mostra que a correlação entre os mesmos irá depender das variáveis do processo, conforme exemplo na figura 3.66.

Dessa forma, verifica-se que, assim como a deformação no processo (inclusive como consequência das falhas nas análises da mesma), ainda não parece ter sido elaborado um método geral para descrever ou prever o comportamento mecânico subsequente do metal trefilado.

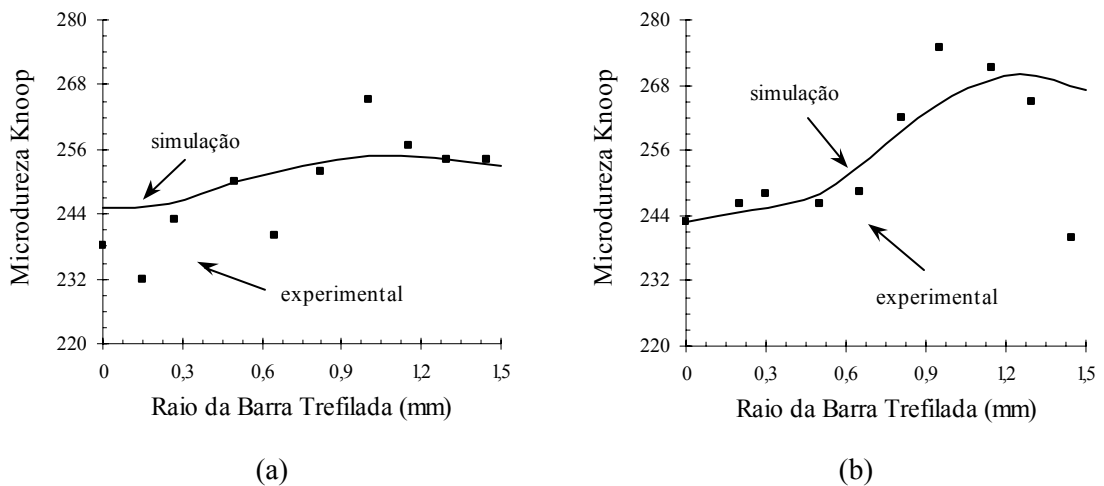


Figura 3.66 - Distribuição de microdureza Knoop obtida experimentalmente e através de simulação numérica - aço inoxidável 303: (a) $\alpha = 8,01^\circ$ e (b) $\alpha = 16,58^\circ$ ⁽⁸⁶⁾.

4. METODOLOGIA

4.1. Descrição Geral do Trabalho Desenvolvido

Neste trabalho, os efeitos do caminho de deformação no encruamento de metais trefilados em um passe foram analisados. Características relativas tanto ao comportamento mecânico à tração subsequente da barra trefilada quanto ao próprio processo de trefilação foram observadas, incluindo a verificação de alguns aspectos subestruturais do material.

Dessa forma, o trabalho realizado pode ser dividido em três fases, de acordo com o tipo de experimentos conduzidos. Inicialmente, amostras foram trefiladas e submetidas a ensaios de tração (figura 4.1). Esta etapa correspondeu ao estudo do comportamento ou propriedades mecânicas do metal trefilado e à determinação da deformação média na operação através da técnica de superposição das curvas tensão-deformação. Ressalta-se que, de forma a possibilitar uma avaliação mais ampla dos resultados, foram utilizadas nove condições de processamento, cujos detalhes são apresentados na seção 4.5.

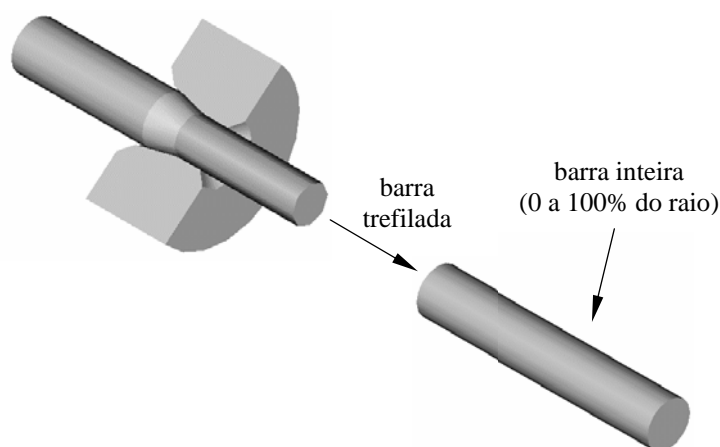


Figura 4.1 - Primeira fase do trabalho – barra trefilada “inteira” a ser submetida à tração.

A segunda fase do trabalho consistiu na análise do comportamento mecânico ao longo da seção transversal da barra trefilada. Para tal, a mesma foi considerada composta por quatro camadas, uma central e três tubos concêntricos, conforme a figura 4.2. As curvas de escoamento à tração de cada uma dessas regiões foram obtidas de maneira direta. Em adição às características mecânicas, os aspectos subestruturais das camadas antes da tração foram observados através de microscopia eletrônica de transmissão - MET. Para este estágio, apenas quatro condições de trefilação foram utilizadas (informações completas no item 4.5), representando extremos em termos de deformação. Os resultados referentes aos volumes central e superficial foram

determinados para as quatro situações. Já as camadas intermediárias foram investigadas apenas para duas condições, relativas a uma distribuição de deformação mais heterogênea e, portanto, levando a valores distintos dos demais. A análise por MET foi conduzida em amostras dos volumes central e superficial, para algumas situações de trefilação, escolhidas de acordo com os resultados. Maiores detalhes são apresentados na seção 4.8.

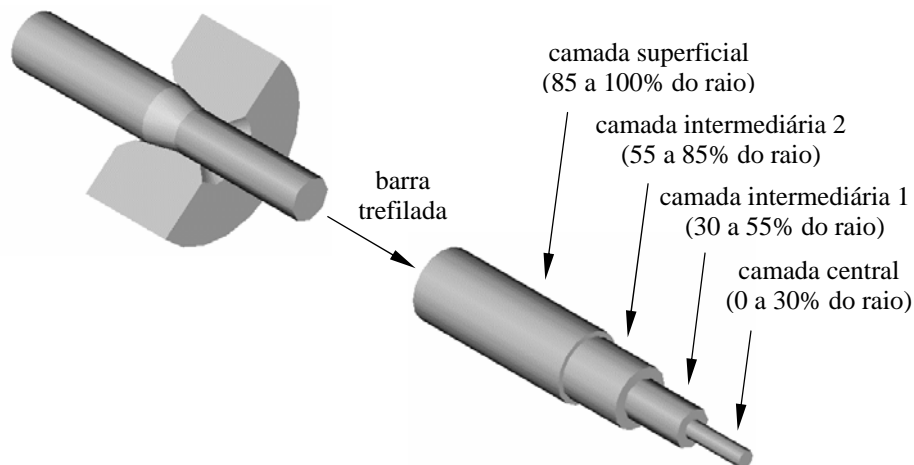


Figura 4.2 - Segunda fase do trabalho – barra trefilada composta por camadas.

Por fim, a terceira etapa, na qual foi conduzido o estudo da deformação na trefilação através da técnica de visioplasticidade (figura 4.3). Assim como na primeira fase do trabalho, foram consideradas nove condições de operação, possibilitando uma comparação entre os resultados obtidos. Observa-se que, para complementar a pesquisa, experimentos relativos aos metais apenas recozidos também são apresentados, como testes de tração e MET.

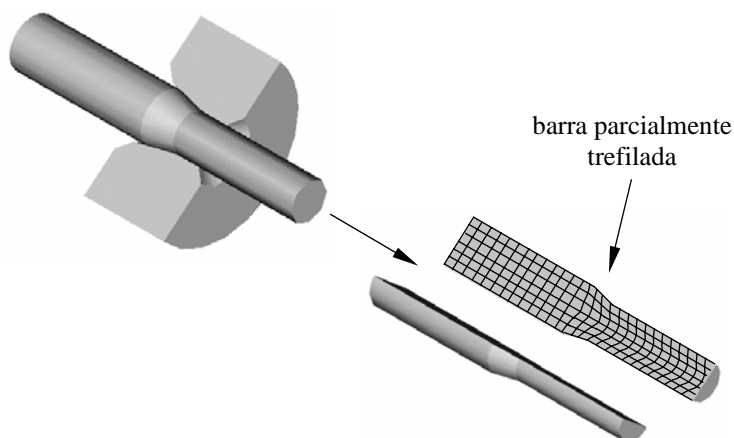


Figura 4.3 - Terceira fase do trabalho – aplicação da técnica de visioplasticidade à trefilação.

4.2. Procedimento Experimental

Na figura 4.4 é apresentado o fluxograma do procedimento experimental do trabalho. Conforme pode ser observado, o mesmo consistiu basicamente de trefilação e ensaios de tração.

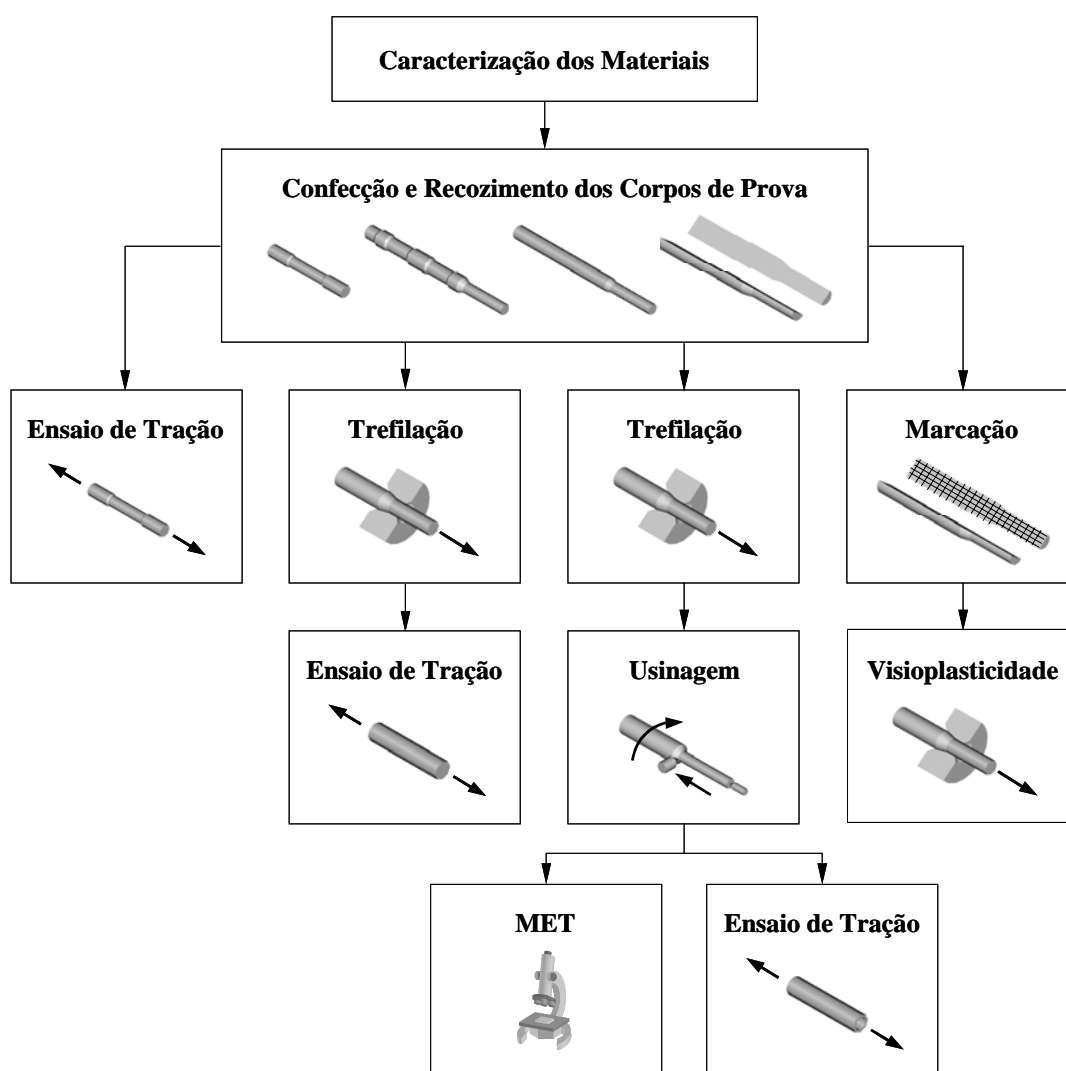


Figura 4.4 - Representação do procedimento experimental do trabalho.

4.3. Materiais

Foram utilizados quatro materiais, cuja escolha se deu devido às características de encruamento associadas aos mesmos: aço inoxidável AISI 304, aço inoxidável AISI 420, cobre e alumínio.

O aço inoxidável AISI 304 é um metal com estrutura cristalina cúbica de face centrada CFC e baixa energia de falha de empilhamento EDE - da ordem de $0,013\text{J/m}^2$ ⁽⁸⁷⁾. Trata-se de um material pouco susceptível ao mecanismo de deslizamento cruzado e, portanto, aos processos de recuperação dinâmica. Além da tendência de formação de arranjos planares de discordâncias, o mesmo é ainda caracterizado pela ocorrência de transformação martensítica induzida por deformação plástica^(88,89).

O segundo metal estudado, o aço inoxidável AISI 420, pertence à classe dos martensíticos. Entretanto, foi utilizado no estado recozido, apresentando estrutura cristalina ferrítica, que é cúbica de corpo centrado CCC. Em contraste com o primeiro material descrito, o aço inoxidável AISI 420 é caracterizado pela ocorrência efetiva dos processos de recuperação dinâmica e conseqüente desenvolvimento de estrutura celular durante o processamento.

O cobre apresenta semelhanças ao aço inoxidável AISI 304 em relação ao encruamento. Trata-se de um material CFC, com energia de falha de empilhamento da ordem de $0,040\text{-}0,085\text{J/m}^2$ ⁽¹²⁾ (cobre puro), considerado também de baixa EDE, com os aspectos subestruturais associados à distribuição homogênea de discordâncias.

Por fim, o alumínio, metal de estrutura cristalina cúbica de face centrada e alta energia de falha de empilhamento - cerca de $0,200\text{-}0,238\text{J/m}^2$ ⁽¹²⁾ (alumínio puro). Em contraste com os materiais CFC de baixa EDE (aço inoxidável AISI 304 e cobre), a pronunciada ocorrência de deslizamento cruzado resulta em uma distribuição heterogênea de discordâncias, ou seja, no desenvolvimento de estrutura celular, similarmente ao que é observado para o aço inoxidável AISI 420 ferrítico.

Dessa forma, verifica-se que os materiais escolhidos poderiam ser divididos em dois grupos, permitindo a avaliação da influência das características de encruamento nos resultados. Soma-se ainda o fato de que os aços inoxidáveis 304 e 420 foram utilizados em um trabalho realizado anteriormente⁽⁹⁰⁻⁹²⁾ e que o cobre e o alumínio tem sido observados com frequência em pesquisas associadas ao tema caminho de deformação^(22-28,35,37-41).

4.3.1. Caracterização dos Materiais

Os metais foram adquiridos na forma de barras de 12,7mm de diâmetro e 3 a 4m de comprimento (total de 60m cada). Os procedimentos realizados para a caracterização dos mesmos foram similares, consistindo em análise química, testes de dureza, testes para determinação dos parâmetros de tratamento térmico e ensaios metalográficos.

A análise química foi realizada via úmida, em amostras de três barras distintas de cada material. Os resultados foram comparados à especificação técnica⁽⁹³⁾ dos mesmos.

Os ensaios de dureza Vickers foram conduzidos em uma máquina WPM Leipzig, com carga = 5kgf (cobre e alumínio) e 10kgf (aços inoxidáveis AISI 420 e 304), tempo de aplicação = 30s e número de indentações = 6. Os testes foram realizados em amostras provenientes de todas as barras, com o objetivo de avaliar a homogeneidade das mesmas e o estado do material ao ser adquirido. Este procedimento indicou a necessidade de realização de recozimento nos metais, visto que os resultados obtidos apresentaram-se superiores àqueles esperados para os materiais não encruados^(93,94). Por fim, amostras de todas as barras após o tratamento térmico foram ensaiadas, de forma a comprovar a homogeneidade dos metais recozidos.

Os testes para a determinação das condições de recozimento e os tratamentos térmicos propriamente ditos nos corpos de prova foram realizados em um forno tubular com controlador Analógica. A definição da temperatura e do tempo se deu através de consulta bibliográfica^(94,95) e ensaios de dureza (descritos anteriormente). Na tabela IV.1 podem ser observados os parâmetros finais utilizados no trabalho. O resfriamento das amostras foi conduzido dentro do forno.

Tabela IV.1 – Parâmetros de recozimento dos materiais.

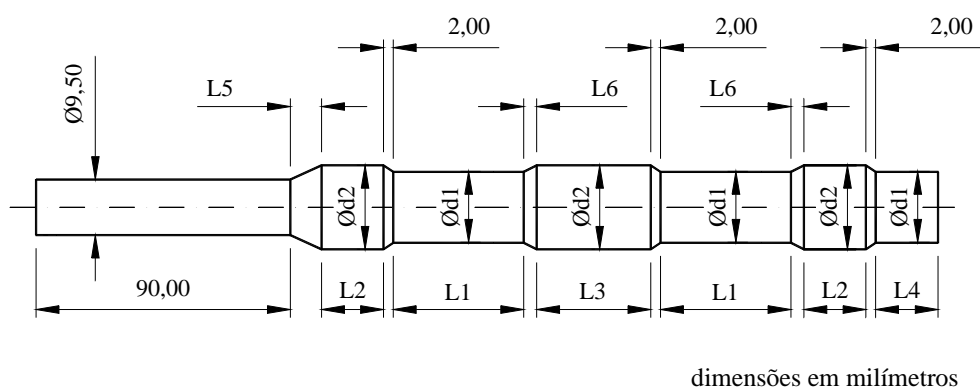
material	temperatura	tempo
aço inoxidável 304	1050°C	4200s
aço inoxidável 420	970°C (T1) e 705°C (T2)	3600s (T1) e 7200s (T2)
cobre	570°C	5400s
alumínio	400°C	3600s

Amostras dos metais no estado em que foram adquiridos e após o recozimento foram observadas através de microscopia óptica MO – microscópio Leitz, e microscopia eletrônica de varredura MEV – microscópio JEOL-JMS 35C. A análise dos precipitados foi realizada com o espectômetro de energia dispersiva Noran Voyager 3050. A preparação metalográfica dos materiais foi conduzida de maneira usual, consistindo em lixamento e polimento mecânicos. Os reagentes utilizados para o ataque foram: aço inoxidável 304/Água Régia (30ml ácido clorídrico PA, 10ml ácido nítrico), aço inoxidável 420/Vilella (1g ácido pícrico, 5ml ácido de clorídrico concentrado, 100ml álcool etílico PA), cobre/Di Cobre (65ml ácido sulfúrico concentrado, 16g dicromato de potássio, 3g cloreto de sódio, 800ml água destilada) e alumínio/ácido fluorídrico (0,5ml ácido fluorídrico, 95,5ml água destilada).

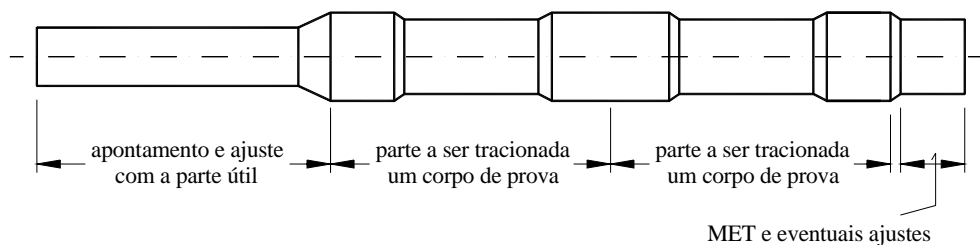
4.4. Corpos de Prova

4.4.1. Trefilação

Para a trefilação, foram utilizados dois tipos de corpos de prova. Ambos foram projetados de forma que, após o processo, fossem obtidas duas amostras para ensaio de tração e uma para realização de microscopia eletrônica de transmissão ou alguma outra análise. Na figura 4.5 pode ser observada a representação esquemática do primeiro, cuja finalidade foi o estudo das propriedades mecânicas do metal trefilado como um todo e das características do processo. A geometria indicada foi empregada com o objetivo de evitar a possível ruptura da barra dentro das garras durante o teste subsequente. As regiões de maior diâmetro, sofrendo maior redução de área na trefilação, ficariam mais encruadas, servindo para a fixação do corpo de prova à máquina de tração. Na tabela IV.2 podem ser verificadas as dimensões das amostras de acordo com cada uma das nove condições de trefilação, cujos parâmetros são apresentados na seção 4.5.



(a)



(b)

Figura 4.5 - Corpo de prova a ser trefilado e posteriormente tracionado: (a) dimensões e (b) representação da finalidade de cada região.

Tabela IV.2 - Dimensões dos corpos de prova a serem trefilados e posteriormente tracionados.

corpo de prova	d1 (mm)	d2 (mm)	L1 (mm)	L2 (mm)	L3 (mm)	L4 (mm)	L5 (mm)	L6 (mm)
1	10,43	10,72	36,77	21,75	46,99	18,38	1,68	0,40
2	10,85	11,18	33,98	20,00	43,20	16,99	2,31	0,45
3	10,43	10,72	36,77	21,75	46,99	18,38	11,64	2,77
4	10,85	11,18	33,98	20,00	43,20	16,99	16,03	3,15
5	10,15	10,43	38,83	22,98	49,64	19,41	1,28	0,38
6	10,15	10,43	38,83	22,98	49,64	19,41	8,87	2,67
7	10,15	10,43	38,83	22,98	49,64	19,41	3,31	1,00
8	10,43	10,72	36,77	21,75	46,99	18,38	4,34	1,03
9	10,85	11,18	33,98	20,00	43,20	16,99	5,98	1,17

O segundo tipo de corpo de prova de trefilação utilizado no trabalho é mostrado na figura 4.6. Observa-se que, em contraste com a amostra anterior, a parte útil do mesmo é uniforme. Neste caso, a barra seria usinada após a trefilação, eliminando os riscos de concentração de tensões e ruptura precoce da peça durante a tração posterior. Na tabela IV.3 são apresentadas as medidas de cada região. Conforme pode ser verificado, foram considerados apenas quatro tipos de corpos de prova, visto que esta amostra visava atender à análise do comportamento mecânico das camadas do material trefilado, experimentos realizados somente para quatro condições de trefilação.

Após a confecção ou usinagem, os corpos de prova das figuras 4.5 e 4.6 foram recozidos nas temperaturas e tempos listados na seção 4.3 e jateados com microesferas de vidro. Este último procedimento foi realizado com o objetivo de melhorar as condições de lubrificação durante o processo de trefilação, minimizando os efeitos do atrito. O controle dimensional das peças foi conduzido com o paquímetro digital Bocchi. Na figura 4.7 são exibidas fotografias das amostras.

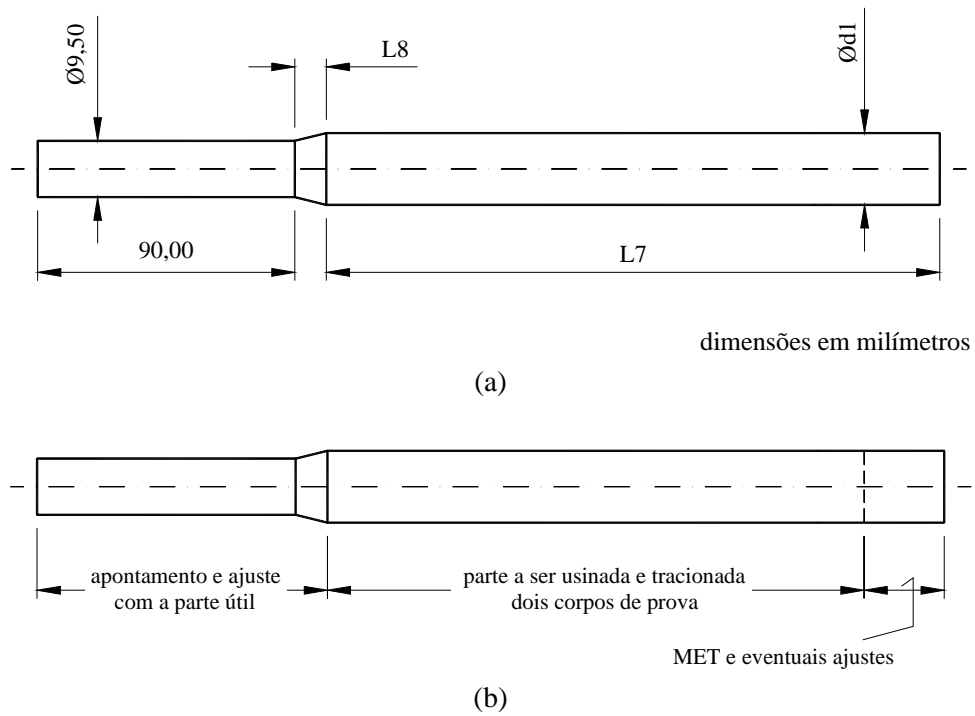


Figura 4.6 - Corpo de prova a ser trefilado, posteriormente usinado e tracionado: (a) dimensões e (b) representação da finalidade de cada região.

Tabela IV.3 - Dimensões dos corpos de prova a serem trefilados, posteriormente usinados e tracionados.

corpo de prova	d1 (mm)	L7 (mm)	L8 (mm)
1	10,43	188,45	1,28
2	10,85	174,14	1,85
3	10,43	188,45	8,87
4	10,85	174,14	12,88

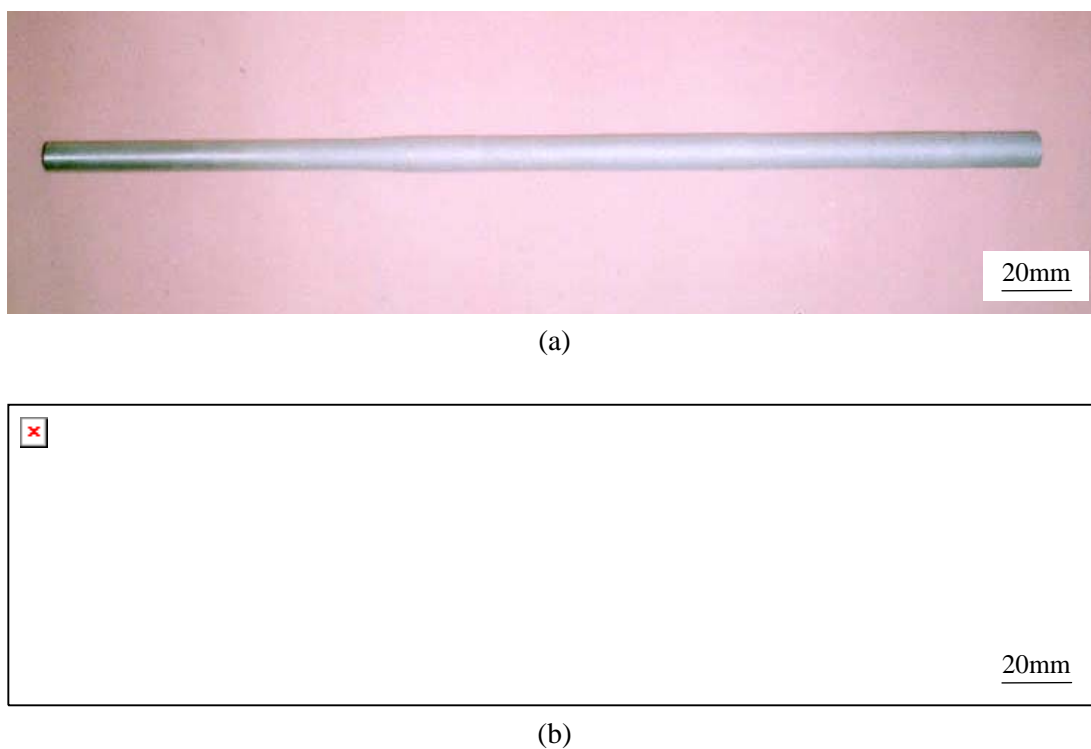


Figura 4.7 - Fotografias dos corpos de prova de trefilação: (a) amostra a ser posteriormente tracionada e (b) amostra a ser posteriormente usinada e tracionada.

4.4.2. Ensaio de Tração

Os corpos de prova para a determinação das curvas tensão-deformação dos materiais recozidos foram confeccionados de acordo com as figuras 4.8 e 4.9. Assim como as peças das figuras 4.5 e 4.6, os tratamentos térmicos foram realizados após a usinagem, conforme os parâmetros apresentados na tabela IV.1. Novamente o controle dimensional das amostras foi realizado com o paquímetro digital Bocchi.

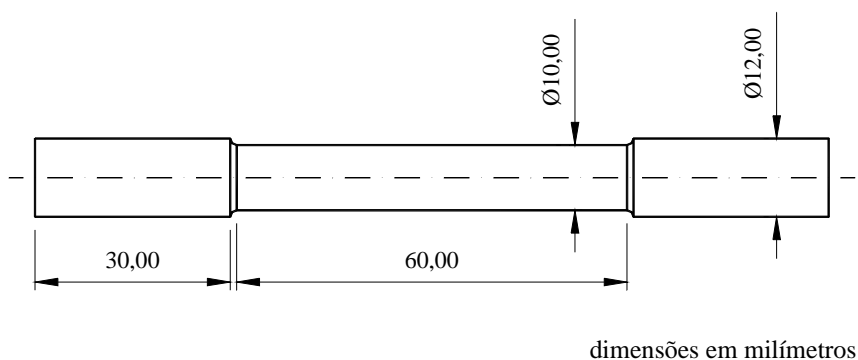
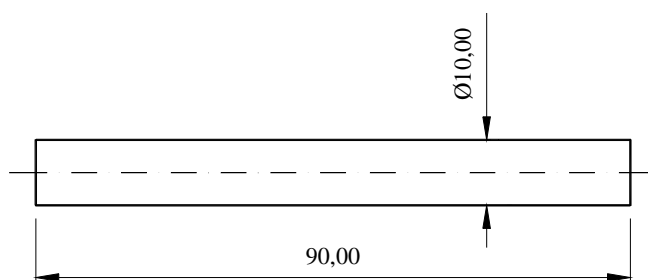


Figura 4.8 - Corpo de prova submetido ao ensaio de tração - metal recozido.



Figura 4.9 - Fotografia do corpo de prova submetido ao ensaio de tração - metal recozido.

Na figuras 4.10 e 4.11 podem ser observadas a representação esquemática e a fotografia da amostra trefilada a ser submetida posteriormente à tração. Neste caso, a preparação da mesma consistiu apenas no corte do corpo de prova exibido na figura 4.6 após a trefilação.



dimensões em milímetros

Figura 4.10 - Corpo de prova submetido ao ensaio de tração - metal trefilado.



Figura 4.11 - Fotografia do corpo de prova submetido ao ensaio de tração - metal trefilado.

As amostras de tração relativas ao estudo do comportamento mecânico das camadas da barra trefilada são apresentadas nas figuras 4.12 e 4.13. As mesmas foram usinadas a partir das peças mostradas nas figuras 4.6 e 4.7(b). A análise das medidas foi realizada com o projetor de perfis Mitutoyo PJ311 (volume central) e com o medidor de espessura por ultrassom Krautkramer DMEDL e paquímetro digital Bocchi (volumes intermediários e superficial).

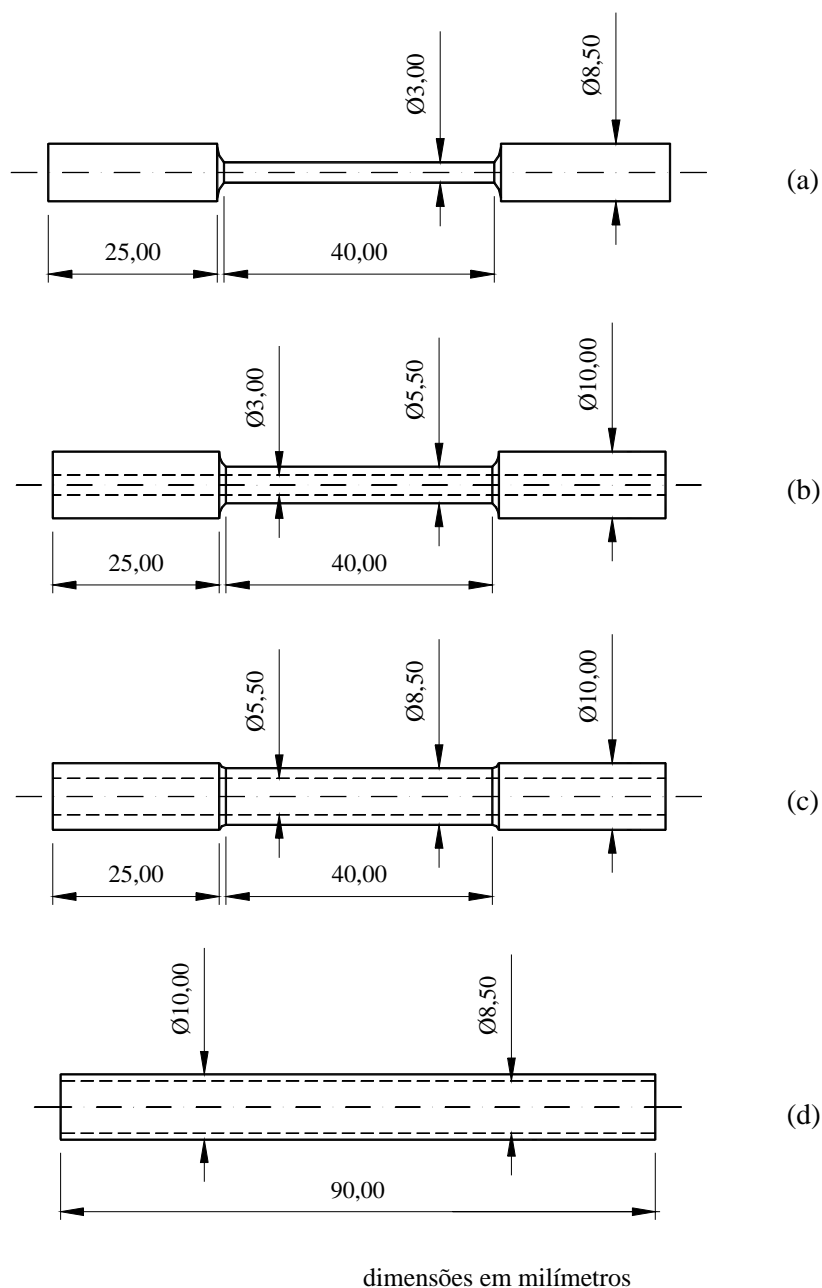


Figura 4.12 - Corpos de prova trefilados submetido ao ensaio de tração - camadas: (a) central, (b) intermediária 1, (c) intermediária 2 e (d) superficial.

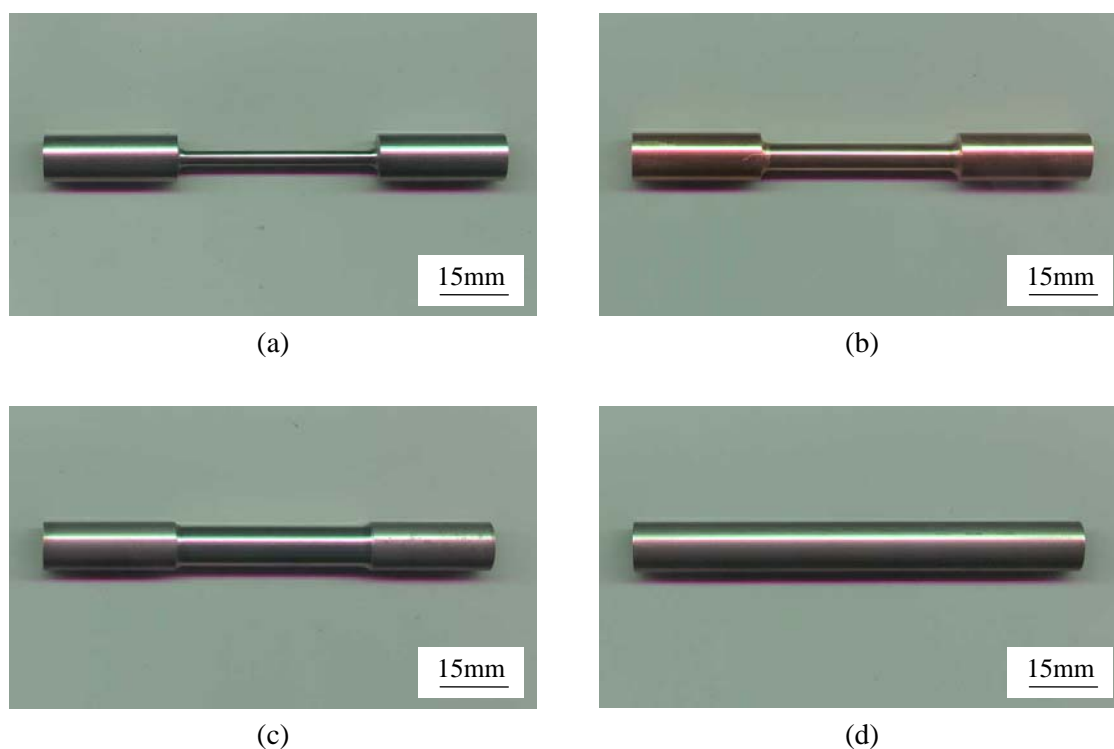
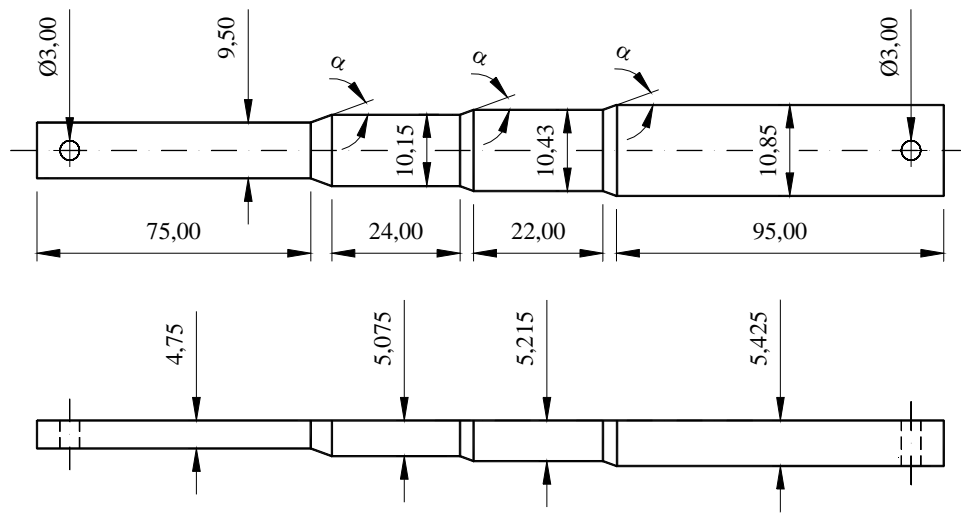


Figura 4.13 - Fotografias dos corpos de prova trefilados submetido ao ensaio de tração - camadas: (a) central, (b) intermediária 1, (c) intermediária 2 e (d) superficial.

4.4.3. Visioplaticidade

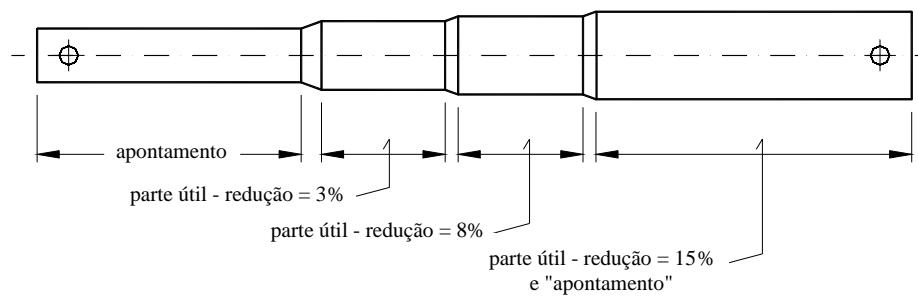
Na figura 4.14 é mostrada a representação esquemática do corpo de prova utilizado nos experimentos de visioplaticidade. O formato adotado possibilitou a obtenção, em uma mesma amostra, de resultados relativos às três reduções de área na trefilação consideradas no trabalho. Dessa forma, foram fabricadas peças distintas apenas de acordo com o semi-ângulo de fieira. Conforme a descrição teórica da técnica (seção 3.2.2.1), para cada teste foram utilizados dois corpos de prova iguais (ou duas "bandas"), unidos nas extremidades. Portanto, para cada material, foram confeccionadas seis amostras, idênticas duas a duas, compreendendo as nove condições de trefilação propostas para a análise.

Em contraste com os outros corpos de prova, para este grupo, o recozimento foi conduzido nas barras compradas, antes da usinagem das mesmas. Com isso, a ocorrência de um possível empenamento devido ao tratamento térmico foi descartada, viabilizando um ajuste razoável das peças (bandas). Assim como foi realizado para as amostras de trefilação descritas anteriormente, jateamento com microesferas de vidro foi conduzido na superfície externa dos corpos de prova. Na figura 4.15 podem ser observados fotografias ou exemplos dos mesmos, separados e unidos através de parafusos.



dimensões em milímetros

(a)



(b)

Figura 4.14 - Corpo de prova para visioelasticidade: (a) dimensões e (b) finalidade de cada região.



Figura 4.15 - Fotografia dos corpos de prova de visioelasticidade separados e unidos.

4.5. Trefilação

A trefilação foi realizada em uma máquina de ensaios INSTRON modelo 5582 com sistema de controle e aquisição de dados MERLIN e um dispositivo especialmente confeccionado para a operação, cujos detalhes foram apresentados em um trabalho anterior⁽⁹⁰⁾. Na figura 4.16 pode ser observado o equipamento durante o processo.

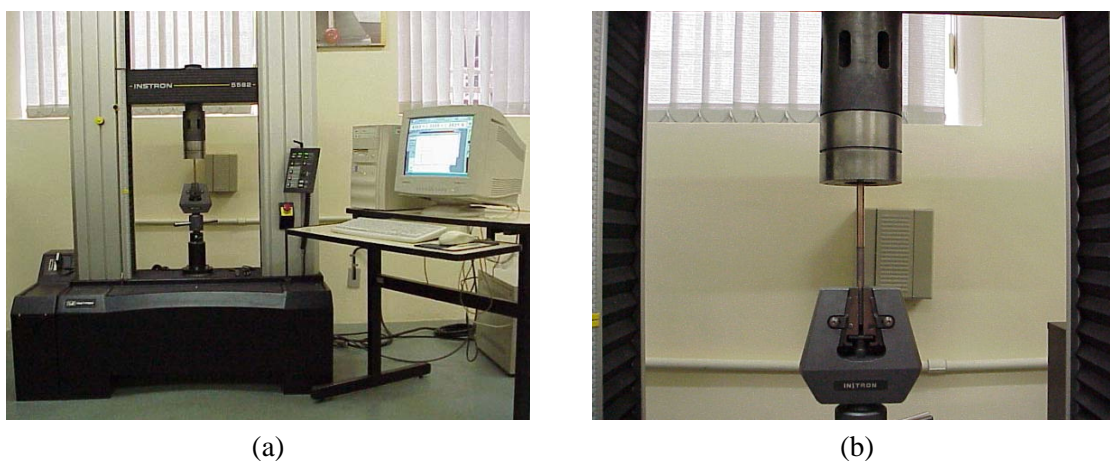


Figura 4.16 – Trefilação de uma barra: (a) vista geral do equipamento/experimento e (b) detalhe.

Foram utilizadas no total nove condições de trefilação, envolvendo a combinação de três semi-ângulos de fiação e três reduções de área, conforme pode ser verificado na tabela IV.4. As mesmas foram escolhidas de forma que pudessem ser avaliados os resultados referentes à obtenção de distintos perfis de deformação ao longo da seção transversal da barra trefilada, possibilitando a análise da deformação redundante no trabalho. São apresentados também os valores do parâmetro geométrico Δ para cada situação, determinados a partir da expressão 3.2. Ressalta-se que, como citado na seção 4.1, todas as nove condições mostradas foram consideradas para o estudo das propriedades mecânicas da barra como um todo e para a análise da deformação no processo (fases 1 e 3 dos experimentos). Entretanto, para a avaliação do comportamento das camadas do metal trefilado (fase 2), apenas quatro parâmetros foram utilizados, correspondendo aos números de 1 a 4 da referida tabela. Observa-se também que os números da coluna à esquerda correspondem aos mesmos números das tabelas IV.2 e IV.3, onde são apresentadas as dimensões dos corpos de prova a serem processados.

A trefilação foi conduzida a uma velocidade de 10mm/min, resultando nas taxas de deformação ϵ_{ref} mostradas na tabela IV.5. As mesmas foram calculadas a partir das deformações logarítmicas (também apresentadas) e da equação 4.1⁽⁹⁰⁾. Nota-se que existe uma diferença entre

os dados de até aproximadamente 7 vezes. Neste caso, optou-se por manter a velocidade da operação constante, pois, para o contrário, considerando uma relação razoável com a taxa de deformação na tração (a ser explicado), dependendo da condição de processo, cada experimento de trefilação poderia consumir até 120 minutos, inviabilizando a execução do trabalho.

Tabela IV.4 - Condições de trefilação.

condição de trefilação	semi-ângulo (°)	redução de área (%)	parâmetro Δ
1	20	8	16,75
2	20	15	8,60
3	3	8	2,51
4	3	15	1,29
5	20	3	45,84
6	3	3	6,88
7	8	3	18,34
8	8	8	6,7
9	8	15	3,44

Tabela IV.5 - Valores de deformação logarítmica e taxa de deformação.

condição de trefilação	deformação logarítmica	taxa de deformação (s^{-1})
1	0,08338	0,02353
2	0,16252	0,02320
3	0,08338	0,00339
4	0,16252	0,00334
5	0,03046	0,02464
6	0,03046	0,00355
7	0,03046	0,00952
8	0,08338	0,00909
9	0,16252	0,008959

$$\varepsilon_{\text{tref}}' = \frac{2 \varepsilon v_{\text{tref}} (\tan \alpha)}{(d_i - d_f)} \quad (4.1)$$

onde $\varepsilon_{\text{tref}}'$ é a taxa de deformação na trefilação, v_{tref} é a velocidade no processo, d_i e d_f são os diâmetros inicial e final dos corpos de prova, respectivamente.

A feiras empregadas foram confeccionadas com carboneto de tungstênio. A lubrificação da operação foi realizada com pasta de bissulfeto de molibdênio Molykote G.

Durante a trefilação, valores de carga x deslocamento de cada experimento foram observados. A média dos mesmos foi utilizada para confirmar a homogeneidade das amostras e a eficácia do tratamento térmico.

4.6. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração também foram conduzidos em uma máquina INSTRON modelo 5582 com de sistema de controle e aquisição de dados MERLIN e extensômetro eletrônico INSTRON modelo 2630-100 (figura 4.19).

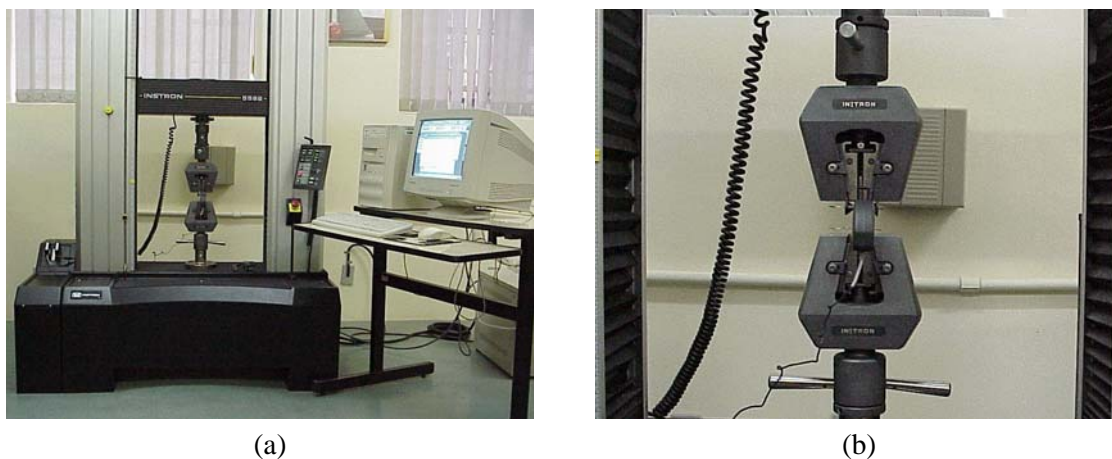


Figura 4.17 – Ensaio de tração: (a) vista geral do equipamento/experimento e (b) detalhe.

A velocidade do equipamento em todos os testes foi de 4mm/min, resultando em taxas de deformação iniciais $\varepsilon_{\text{tra}}'$ de $0,0011\text{s}^{-1}$ para as amostras recozidas e $0,0017\text{s}^{-1}$ para os corpos de prova trefilados, determinadas a partir da equação 4.2. A utilização de um único valor de taxa de

deformação durante o ensaio (até o início da estrição) foi descartada para não comprometer a obtenção dos resultados relativos à região não uniforme da curva de tração. Considerando ε_{tra}' constante, na medida em que o comprimento útil ou entre garras da amostra aumentasse, a velocidade ao longo do teste também aumentaria. A partir do início da estrição, visto que a região onde estaria ocorrendo a deformação seria reduzida continuamente, a taxa de deformação se tornaria muito alta (e ascendente), certamente levando à ruptura abrupta do metal, impossibilitando a realização das medidas necessárias. Já o emprego de um valor de velocidade constante implicaria em um decréscimo de ε_{tra}' até a carga máxima seguido também do aumento contínuo da mesma, porém, de maneira mais suave que o descrito anteriormente.

$$\varepsilon_{tra}' = \frac{v_{tra}}{l} \quad (4.2)$$

onde ε_{tra}' é a taxa de deformação na tração, v_{tra} é a velocidade no processo, l é o comprimento útil do corpo de prova de tração.

Ainda em relação à velocidade do ensaio, ressalta-se por fim que o valor foi determinado de maneira que as taxas de deformação na tração e na trefilação fossem compatíveis, ou seja, não apresentassem diferenças superiores a 1000 vezes. Este procedimento foi realizado com o objetivo de evitar a possível ocorrência de transientes no encruamento dos metais previamente processados associada a pronunciadas alterações na taxa de deformação^(96,97), similarmente ao que acontece para mudanças no caminho de deformação.

Os experimentos foram conduzidos de duas formas, de acordo com o tipo de amostra avaliada. Os ensaios dos corpos de prova de seção transversal maciça (barras recozidas, trefiladas e trefiladas relativas à camada central) foram realizados de forma usual. Dados de carga e deformação convencional foram obtidos diretamente da máquina e extensômetro até o início da estrição. Os mesmos foram convertidos em pontos de tensão e deformação verdadeiras a partir da hipótese de conservação de volume⁽³⁾, possibilitando a determinação da região da curva de escoamento correspondente à deformação uniforme da amostra. Em seguida, medidas periódicas de diâmetro e raio do pescoço (paquímetro digital Bocchi e padrões de raio Meissner) foram efetuadas até a ruptura da peça. Estes valores, em conjunto com os dados de força observados a cada parada no teste, levaram à montagem do restante da curva do material, referente à deformação não uniforme do mesmo, incluindo o uso de correção de Bridgman⁽³⁾.

Além da curva tensão verdadeira-deformação verdadeira dos metais, quatro propriedades mecânicas foram analisadas no trabalho: limite de escoamento a 0,2% - LE, limite de resistência -

LR, alongamento uniforme - ALU e alongamento não uniforme - ALNU. As duas primeiras foram determinadas de maneira convencional. Já os parâmetros associados à ductilidade foram obtidos de acordo com a figura 4.18. O alongamento uniforme foi calculado a partir da própria curva de escoamento, correspondendo ao valor de deformação plástica convencional até a carga máxima (figura 4.18(a)). O alongamento não uniforme foi determinado a partir da diferença entre os alongamentos uniforme e total. Antes do início dos testes, todos os corpos de prova foram pintados e marcados. O comprimento inicial de medida considerado foi de 16mm, com uma distância entre as referências auxiliares de 2mm, contabilizando, portanto, 8 divisões. Após a ruptura da amostra, as divisões foram medidas (figura 4.18(b)), possibilitando o cálculo do alongamento total e, conseqüentemente, do alongamento não uniforme dos metais.

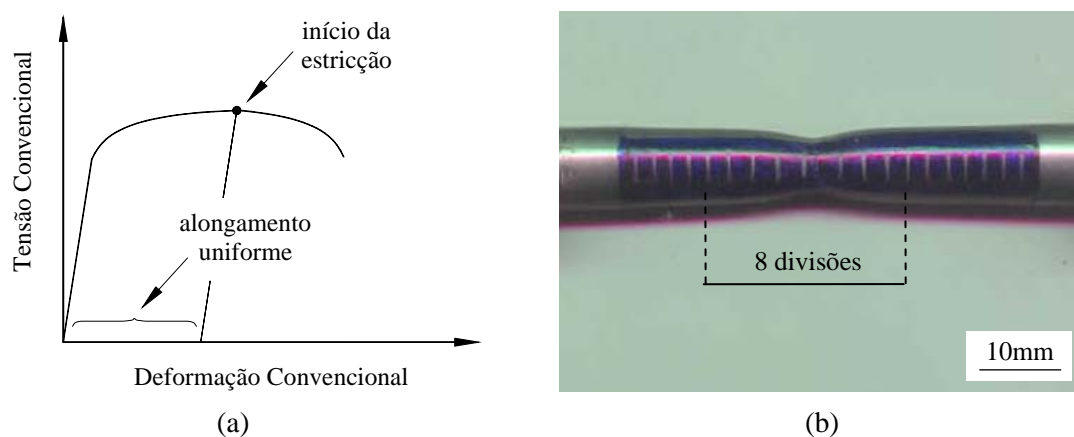


Figura 4.18 – Determinação do alongamento dos corpos de prova: (a) alongamento uniforme e (b) alongamento total.

4.6.1. Ensaio de Tração das Camadas

Conforme citado na seção 4.1, o comportamento mecânico das camadas do material trefilado foi avaliado de maneira direta, ou seja, os testes de tração foram realizados nos tubos que representam as mesmas. Entretanto, para os volumes intermediários e superficial, o método de ensaio descrito anteriormente não pode ser completamente adotado. A limitação do mesmo estaria associada à dificuldade de construção da curva tensão-deformação após o início da estrição da amostra. Em adição ao diâmetro externo, os valores de espessura no pescoço seriam necessários para o cálculo da área instantânea do corpo de prova. Ressalta-se que a determinação desta variável com o já mencionado medidor de espessura por ultrassom não seria possível, visto que as características geométricas do mesmo não favoreceriam um contato adequado entre o equipamento e a amostra. Dessa forma, um procedimento alternativo foi desenvolvido para o experimento, cuja representação esquemática pode ser observada na figura 4.19. Para cada

situação, foram utilizados quatro corpos de prova. Os mesmos foram processados até a estricção de maneira similar ao método descrito anteriormente. A partir deste instante, cada teste foi interrompido em um momento diferente, equivalente a valores de deformação distintos, de forma que pudessem ser obtidos três pontos após a carga máxima. Após a parada no ensaio, o corpo de prova era retirado da máquina, avaliado em termos de diâmetro externo (paquímetro digital Bocchi) e cortado longitudinalmente, conforme o exemplo da figura 4.20. Em seguida, utilizando um par de ponteiras adaptadas a um micrômetro digital Bocchi (figura 4.21), era realizada a medida da espessura do corpo de prova na estricção, possibilitando assim o cálculo da deformação e da tensão. Para a montagem final dos resultados, uma das curvas relativas à deformação uniforme foi utilizada seguida dos três pontos de estricção individuais. Nota-se que uma das quatro amostras não foi considerada para a obtenção da curva completa, pois foi deformada até a ruptura, de modo a proporcionar o cálculo do alongamento total do metal. Ressalta-se ainda que para os testes nos corpos de prova tubulares não foi realizada correção de Bridgman, visto que o furo interno minimizaria o problema de triaxialidade de tensões.

Em termos de propriedades mecânicas, os mesmos procedimentos conduzidos para as amostras de seção transversal maciça foram considerados na análise das camadas dos materiais trefilados.

Por fim, observa-se que, para a realização do ensaio de tração dos corpos de prova equivalentes à camada superficial da barra trefilada foi necessário utilizar um par de mandris nas extremidades dos tubos (figura 4.22). Para as camadas intermediárias, o uso das peças não foi necessário, visto que o diâmetro superior das regiões da amostra em contato com as garras do equipamento impediria o amassamento da mesma.

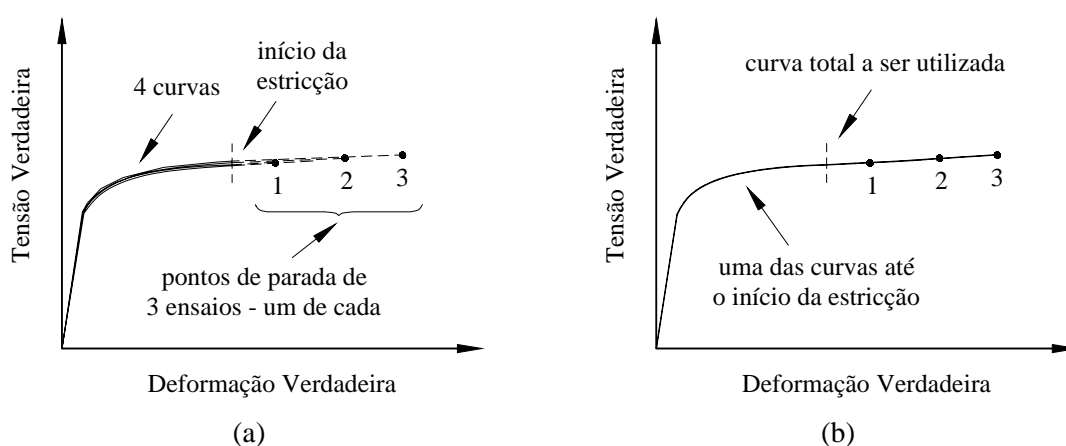


Figura 4.19 – Representação esquemática do método adotado para a determinação da curva tensão verdadeira-deformação verdadeira das camadas superficial e intermediárias da barra trefilada: (a) resultados relativos aos quatro ensaios e (b) curva final utilizada.

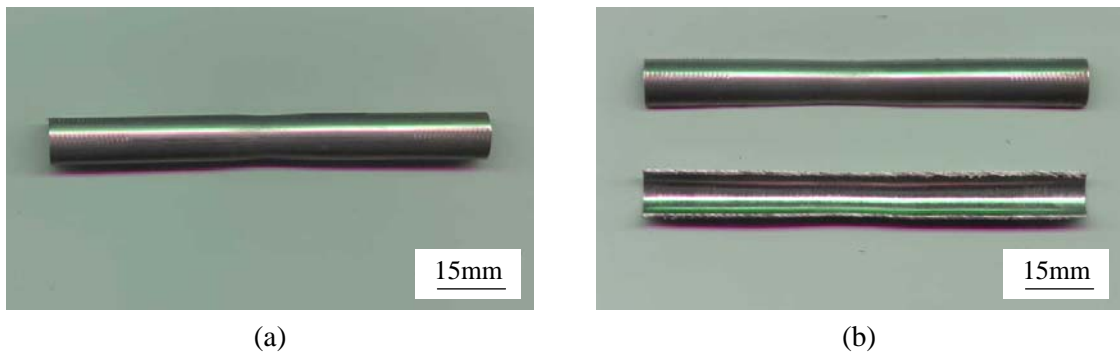


Figura 4.20 - Corpo de prova da camada superficial tracionado: (a) como retirado da máquina e (b) cortado longitudinalmente.

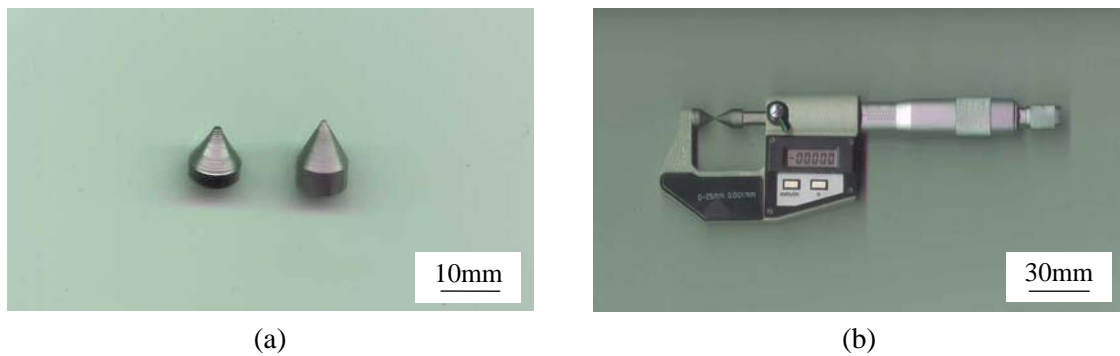


Figura 4.21 - Equipamento para medição da espessura das camadas superficial e intermediárias após a tração: (a) ponteira e (b) ponteira acoplada ao micrômetro digital.

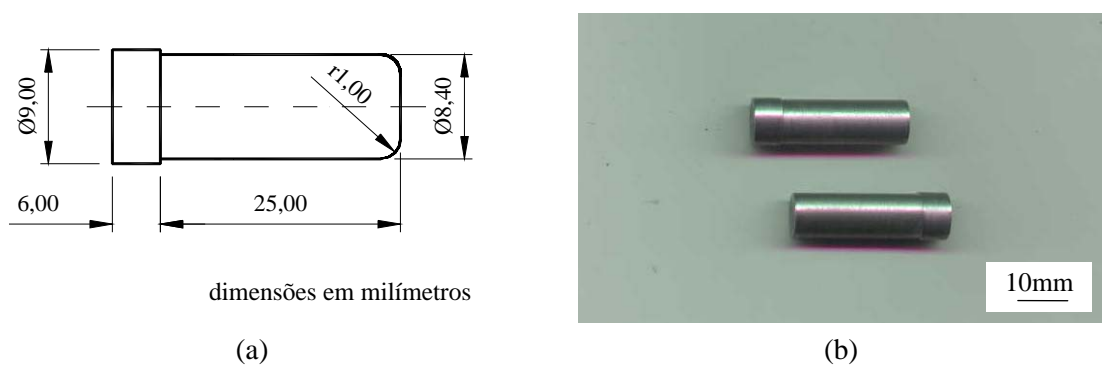


Figura 4.22 - Mandril utilizado no ensaio de tração da camada superficial do metal trefilado: (a) representação esquemática e (b) fotografia.

4.7. Visioplaticidade

A realização da visioplaticidade compreendeu três etapas: marcação dos corpos de prova, trefilação e tratamento e cálculo dos dados.

A marcação das amostras foi conduzida através de ataque eletrolítico. O modelo de gravação utilizado foi uma rede de 1mm x 1mm, confeccionada em baixo relevo em uma espécie de stencil. Uma armação de alumínio com tiras internas foi utilizada como suporte da tela, presa à mesma com fita adesiva. Na figura 4.23 podem ser observados os detalhes do conjunto.

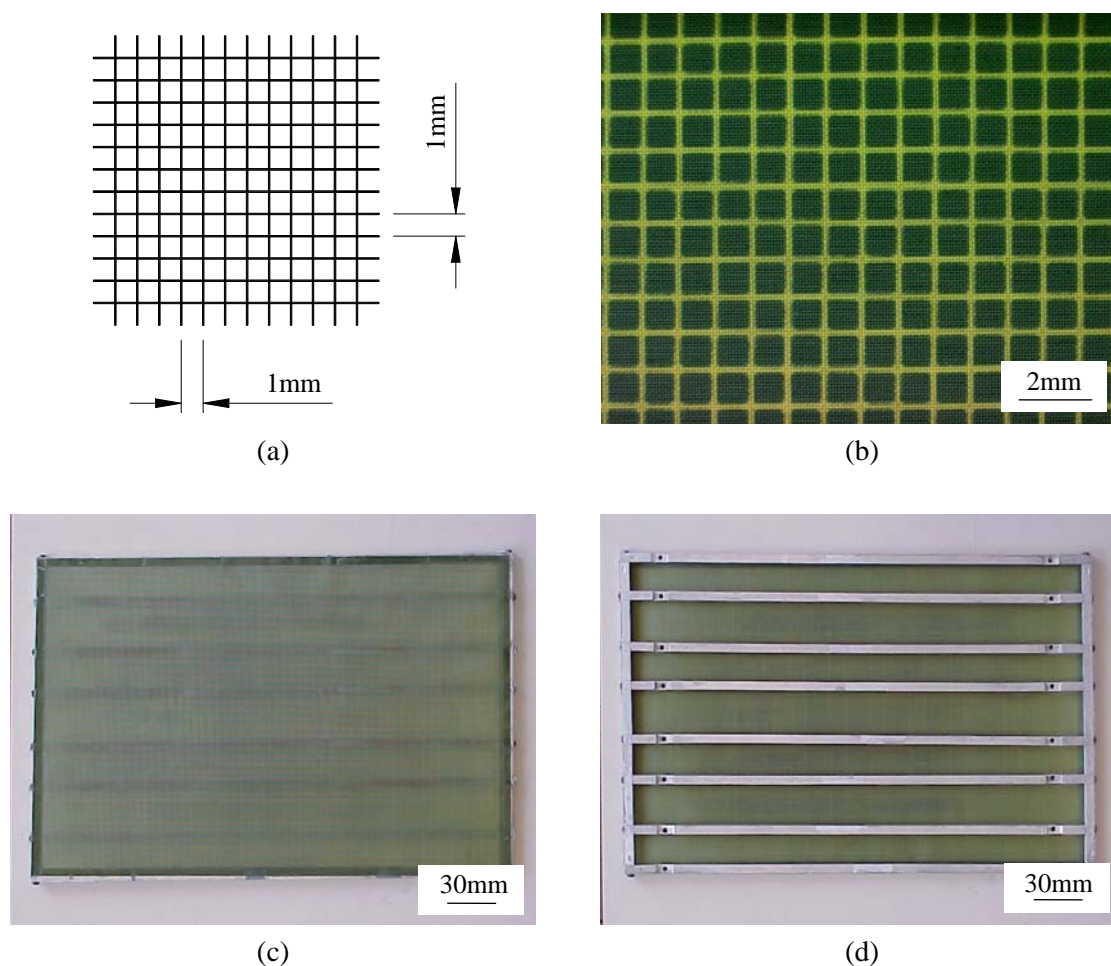


Figura 4.23 - Matriz para marcação dos corpos de prova de visioplaticidade: (a) geometria da rede a ser utilizada, (b) detalhe da tela, (c) e (d) vistas do conjunto tela e armação de alumínio.

O equipamento utilizado na operação foi um marcador eletrolítico Erichssen, composto de transformador, conectores, placa de cobre e rolo aplicador. A operação completa pode ser visualizada na figura 4.24. Após o lixamento da superfície de interesse da peça, o processo era iniciado com a fixação da mesma à placa condutora. Em seguida, a matriz de impressão era posicionada sobre o corpo de prova. Uma almofada de feltro embebida no líquido reagente ou eletrólito (composto com elementos salinos inorgânicos, óleo mineral e água deionizada - produto comercial) cobria a tela. Após selecionar o tipo de corrente adequada para o experimento, a impressão da rede era realizada com a movimentação do rolo em sentidos alternados. Por fim, um líquido neutralizador promovia a limpeza da amostra. Em termos específicos, para cada material do trabalho foram empregados parâmetros de corrente distintos, conforme pode ser verificado na tabela IV.6. Exemplos das impressões obtidas para os quatro metais são mostrados na figura 4.25.

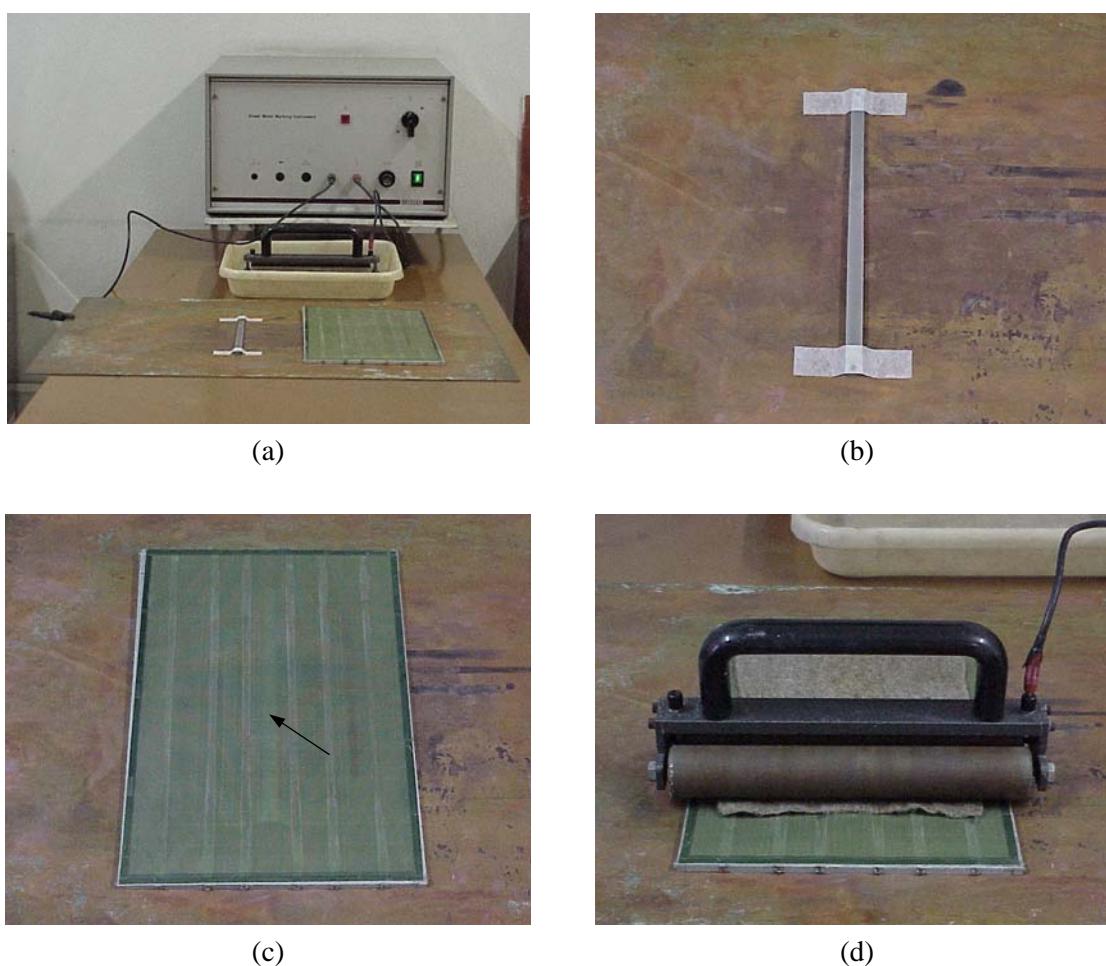


Figura 4.24 - Realização da marcação dos corpos de prova de visioelasticidade: (a) vista geral do equipamento e acessórios, (b) detalhe do corpo de prova, (c) detalhe da rede de impressão colocada sobre o corpo de prova (vide seta) e (d) detalhe da marcação.

Tabela IV.6 - Parâmetros de corrente utilizados na marcação das amostras de visioelasticidade - passagem do rolo aplicador.

material	ponto neutro	corrente contínua	corrente alternada
aço inoxidável AISI 304	3 vezes	10 vezes	10 vezes
aço inoxidável AISI 420	3 vezes	4 vezes	4 vezes
cobre	3 vezes	15 vezes	15 vezes
alumínio	3 vezes	5 vezes	6 vezes

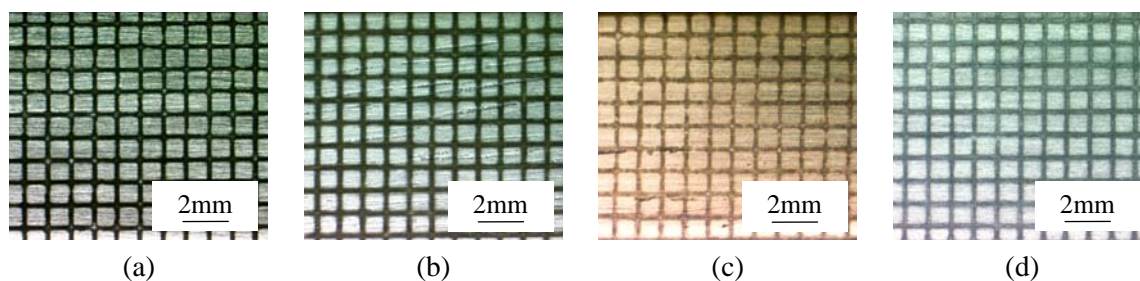


Figura 4.25 - Exemplos da rede impressa nos corpos de prova de visioelasticidade: (a) aço inoxidável AISI 304, (b) aço AISI inoxidável 420, (c) cobre e (d) alumínio.

A etapa seguinte correspondeu à realização da trefilação das amostras. O processo foi conduzido nas mesmas condições descritas na seção 4.5 (equipamento, velocidade, lubrificação). No entanto, devido à necessidade de análise dos dados dentro da zona de deformação e à geometria dos corpos de prova, o procedimento de ensaio foi mais elaborado.

Inicialmente, dois corpos de prova iguais eram posicionados na feira correspondente ao semi-ângulo a ser estudado e unidos nas extremidades através de parafusos e porcas. A trefilação era realizada até aproximadamente a metade do comprimento útil da região relativa à redução de área de 3% (lembrando que as amostras foram confeccionadas de maneira escalonada - seção 4.4.3). A operação era interrompida, a feira era invertida no porta matriz e o processo recomeçava, de forma que o movimento do cabeçote da máquina era responsável por soltar os corpos de prova. Em seguida, removidos o parafuso e a porca, as peças eram completamente retiradas do equipamento. Após a limpeza, as regiões deformadas eram digitalizadas em uma lupa Wild Heerbrugg 376788 com analisador de imagens Leica Q600HR. A partir deste momento, o trabalho era reiniciado. Os mesmos corpos de prova eram colocados na matriz, unidos e trefilados até cerca da metade da parte referente à redução de 8% e assim por diante. Na figura 4.26 podem ser observadas fotografias de um par de amostras durante o experimento.

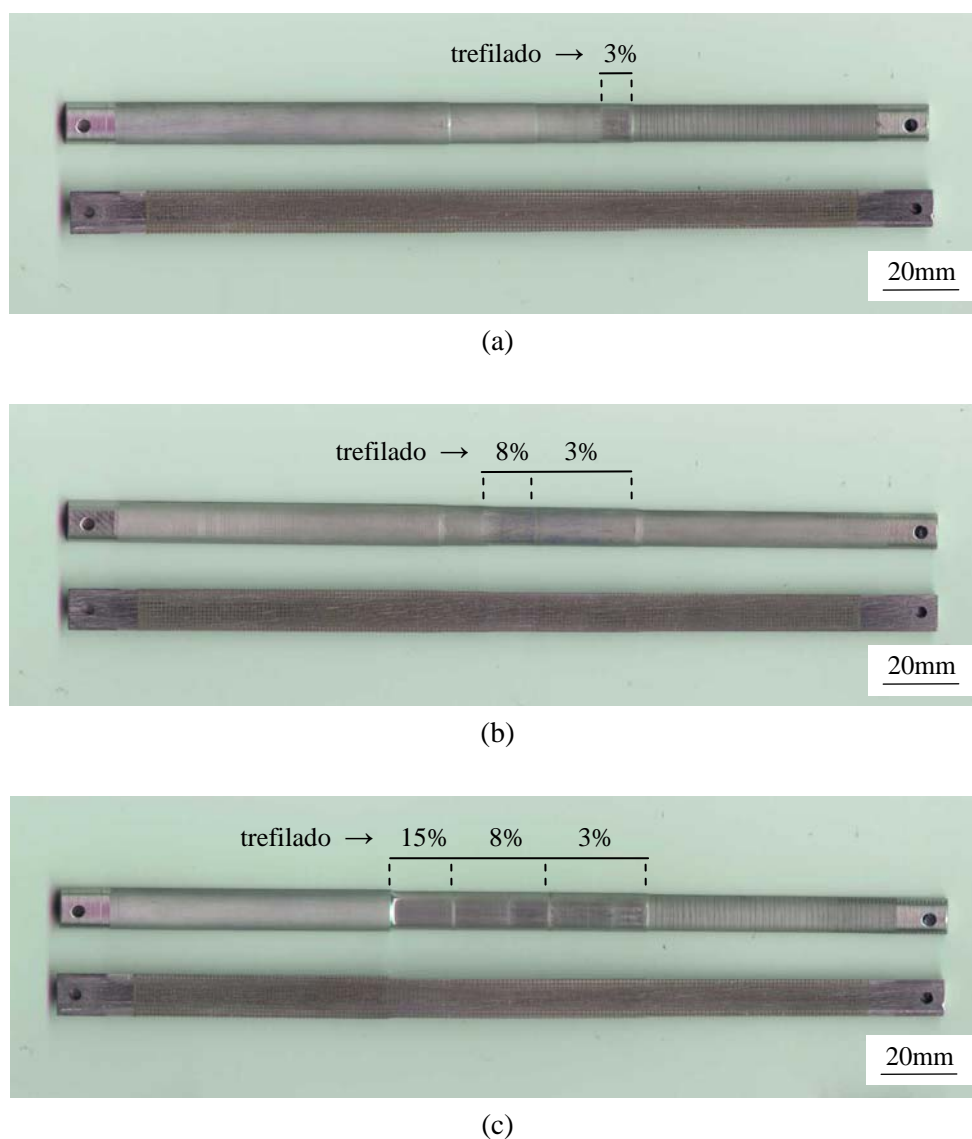


Figura 4.26 - Corpos de prova de visioelasticidade durante a trefilação - redução de área: (a) 3%, (b) 8% e (c) 15%.

4.7.1. Cálculo da deformação na barra trefilada

Após a ampliação e a impressão das figuras obtidas segundo o método descrito anteriormente, o primeiro passo para o cálculo da deformação efetiva nas barras trefiladas foi a definição das regiões, para cada condição de operação, a serem consideradas na análise. Ressalta-se que a distorção da rede e, portanto, a deformação nas amostras não se restringiu apenas à zona dentro da fieira, ocorrendo também antes da entrada do material na mesma, como pode ser verificado nos resultados da seção 5.3.1 (figuras 5.13 a 5.24).

Determinadas as zonas de deformação, os valores da função de fluxo ψ ao longo das linhas de escoamento horizontais de cada amostra foram calculados através da equação 3.6. Em contraste com os trabalhos utilizados como referência para os experimentos^(53,55,58), onde o processo de conformação avaliado era a extrusão de barras, a velocidade considerada na expressão foi relativa à saída do metal da matriz (velocidade da máquina - $v_{\text{ref}} = 0,16667\text{mm/s}$) e, portanto, os dados de raio usados também corresponderam à mesma região. Na figura 4.27 pode ser observada a representação da zona de deformação e das linhas de escoamento referentes aos valores de ψ . Nota-se que são exibidas 6 linhas, correspondendo a ψ_0 até ψ_5 . No entanto, de acordo com o material e a condição de operação, chegaram a ser consideradas até 7 linhas (e ψ_6), em virtude da marcação realizada nos corpos de prova de visioelasticidade.

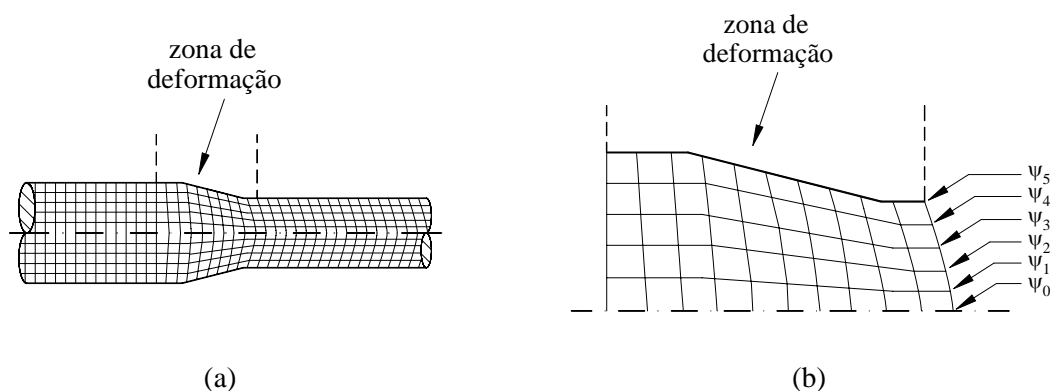


Figura 4.27 - Representação da região considerada para os cálculos da deformação efetiva nas barras trefiladas: (a) zona de deformação e (b) linhas de escoamento correspondentes as funções de fluxo ψ .

Calculados os valores de ψ , uma rede auxiliar de $0,5\text{mm} \times 0,5\text{mm}$ foi sobreposta nas imagens, de forma que a primeira e a última coluna da mesma coincidisse com o término e o início da zona de deformação. Na figura 4.28 é exibido o desenho esquemático do processo. As colunas foram denominadas como z_1, z_2, \dots, z_n , de acordo com a posição nas figuras e tamanho da região de interesse (figura 4.28(a)). Em seguida, as distâncias entre a linha de escoamento central e as demais linhas de escoamento para cada z (ou seja, os raios referentes às interseções marcadas - figura 4.28(b)) foram medidas com o auxílio de um escalímetro, possibilitando a montagem do gráfico de distribuição da função de fluxo ao longo do raio e do comprimento da barra, conforme a figura 4.29.

Na tabela IV.7 são apresentados os intervalos em z utilizados na análise da deformação efetiva das barras trefiladas para cada condição de trefilação, assim como o tamanho ou comprimento da

região deformada z_t . Nota-se que não são exibidos dados relativos à redução de área de 3%. Após a realização dos experimentos, verificou-se que a modificação na rede provocada por um valor de r tão baixo era muito suave, tornando a realização das medidas ainda mais difícil (e pouco confiável). Dessa forma, optou-se por analisar os resultados de viscoplasticidade para $r = 3\%$ apenas de maneira qualitativa, ou seja, observando as diferenças entre os dados apenas pelas imagens digitalizadas.

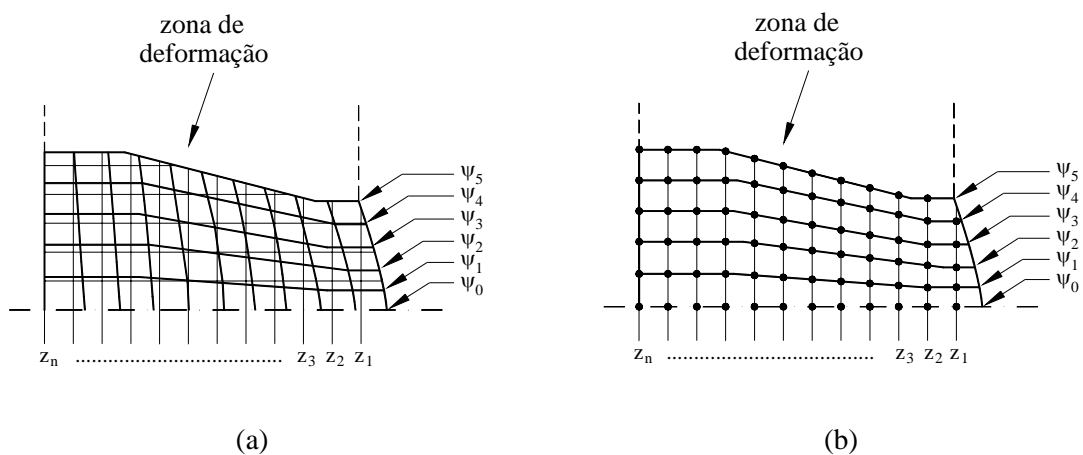


Figura 4.28 - Representação da rede auxiliar sobreposta nas imagens: (a) rede completa e (b) interseção das colunas referentes a z com as linhas de escoamento.

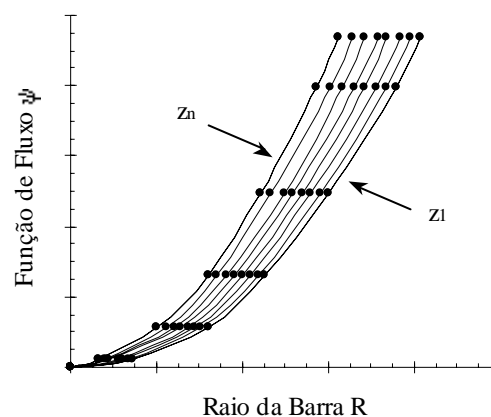


Figura 4.29 - Representação da distribuição da função de fluxo ψ ao longo do raio da barra para cada posição longitudinal z .

Em relação aos últimos procedimentos, ressalta-se que a escolha das dimensões da rede auxiliar não se deu ao acaso. Os métodos utilizados posteriormente para os cálculos, derivação e

integração numéricas, dependem consideravelmente do intervalo entre os dados (no caso, da distância entre as colunas e as linhas), apresentando resultados mais precisos na medida em que a o mesmo diminui. Após consulta inicial na literatura^(53,60,61) e análise da viabilidade em termos práticos, três valores foram avaliados (para uma condição de trefilação): 1mm x 1mm, 0,5mm x 0,5mm e 0,25mm x 0,25mm. Os resultados obtidos para os dois últimos foram próximos e, de forma a facilitar o tratamento dos dados, optou-se por 0,5mm x 0,5mm.

Tabela IV.7 - Regiões de deformação consideradas na análise da deformação efetiva das barras trefiladas para cada condição de trefilação.

$\alpha = 20^\circ$		$\alpha = 8^\circ$		$\alpha = 3^\circ$	
r = 8%	r = 15%	r = 8%	r = 15%	r = 8%	r = 15%
z_1 a z_7	z_1 a z_{10}	z_1 a z_7	z_1 a z_{10}	z_1 a z_{11}	z_1 a z_{19}
$z_t = 3\text{mm}$	$z_t = 4,5\text{mm}$	$z_t = 3\text{mm}$	$z_t = 4,5\text{mm}$	$z_t = 5\text{mm}$	$z_t = 9\text{mm}$

A descrição apresentada até o momento correspondeu ao método geral para a coleta de dados dos experimentos de visioelasticidade caracterizados por um estado estacionário de escoamento^(53,55). A fase seguinte se referiu ao tratamento dos mesmos, de forma que fossem respeitadas as condições de incompressibilidade ou aspectos físicos da operação e que as diferenças entre os valores observados fossem suavizadas. A fim de atender ambas exigências, optou-se por utilizar a técnica apresentada por SHABAIK⁽⁵⁸⁾ onde, a partir das curvas de função de fluxo ao longo do raio da barra para cada posição longitudinal, uma equação descrevendo o comportamento do metal é obtida, baseada na separação de funções principais e no método dos mínimos quadrados.

Na figura 4.30 é exibida a representação esquemática das etapas associadas ao processo usado. Para a demonstração do mesmo foi considerada uma zona de deformação de 4,5mm, com z variando de 1 a 10 (exemplo). Nota-se que os dados de distribuição de ψ relativos a z_1 e z_2 coincidem, assim como aqueles de z_9 e z_{10} , fenômeno necessário às já citadas condições de incompressibilidade (figura 4.30(a)). O procedimento é iniciado com a transformação dos valores em curvas de função de fluxo x quadrado do raio normalizado RN, que é a razão entre as distâncias do centro ao ponto e do centro à superfície da peça na coluna de interesse (figura 4.30(b)). Observa-se que, nesta configuração, os resultados correspondentes ao início e ao fim da deformação z_1 e z_{10} são representados por uma reta (figura 5.30(c)). Dessa forma, uma expressão geral para a função de fluxo pode ser definida através de outras duas funções somadas: uma principal ψ_p , simbolizando a reta mencionada anteriormente, e uma secundária $\Delta\psi$, associada à diferença verificada entre os dados referentes a z_1 (e z_2 , z_9 e z_{10}) e às demais posições em z

(figura 4.30(d)). A etapa seguinte é a obtenção de uma equação para essa segunda função, cujo modelo escolhido segue a série de senos de Fourier truncada no segundo termo: $\Delta\psi = a_1\text{sen}\pi(\text{RN})^2 + a_2\text{sen}2\pi(\text{RN})^2$. Após a definição dos valores dos coeficientes a_1 e a_2 para cada curva da figura 4.30(d), os mesmos são plotados, resultando no gráfico da figura 4.30(e). Por fim, uma expressão matemática utilizando uma função exponencial com três elementos é usada para descrever a variação desses coeficientes ao longo de z . Em termos práticos, o programa comercial MAPLE versão 8.0 foi empregado para o estabelecimento dos valores de a neste trabalho. As equações relativas à função de fluxo representando o escoamento do metal são exibidas abaixo.

$$\psi = \psi_p + \Delta\psi \quad (4.3)$$

$$\psi_p = G(\text{RN})^2 \quad (4.4)$$

$$\begin{aligned} \Delta\psi = & \left\{ b_{11} \left(1 - e^{-\left(\frac{z}{z_1}\right)^{n_{11}}} \left(1 - \frac{z}{z_1} \right)^{m_{11}} \right) + b_{12} \left(1 - e^{-\left(\frac{z}{z_1}\right)^{n_{12}}} \left(1 - \frac{z}{z_1} \right)^{m_{12}} \right) \right. \\ & \left. + b_{13} \left(1 - e^{-\left(\frac{z}{z_1}\right)^{n_{13}}} \left(1 - \frac{z}{z_1} \right)^{m_{13}} \right) \right\} \text{sen}\pi(\text{RN})^2 \\ & + \left\{ b_{21} \left(1 - e^{-\left(\frac{z}{z_1}\right)^{n_{21}}} \left(1 - \frac{z}{z_1} \right)^{m_{21}} \right) + \dots \right\} \text{sen}2\pi(\text{RN})^2 \end{aligned} \quad (4.5)$$

onde G é a inclinação da reta relativa a z_1 ; b , m e n são constantes.

Dando seqüência aos cálculos do experimento, a fase seguinte consistiu na determinação das expressões relativas aos componentes de velocidade axial e radial no metal, conforme as equações 3.7 e 3.8. Ressalta-se que, ainda nesta etapa, as derivações da função de fluxo foram também conduzidas com o auxílio do programa MAPLE versão 8.0. Através das novas equações, a distribuição de u e v na rede auxiliar foi alcançada.

A partir deste momento, o procedimento empregado voltou a ser geral, indicado nos primeiros trabalhos sobre a técnica de visioelasticidade^(53,55), onde os cálculos subseqüentes foram realizados através de métodos numéricos. As distribuições das componentes de taxa de deformação radial, axial, angular e cisalhante foram estabelecidas segundo as equações 3.9 a 3.12. A derivação numérica foi conduzida através das fórmulas de diferenças lineares (pontos de extremidade) e de diferenças centrais (região interna da malha considerada)^(98,99). Em seguida, a distribuição da taxa de deformação efetiva foi determinada através da expressão 3.13.

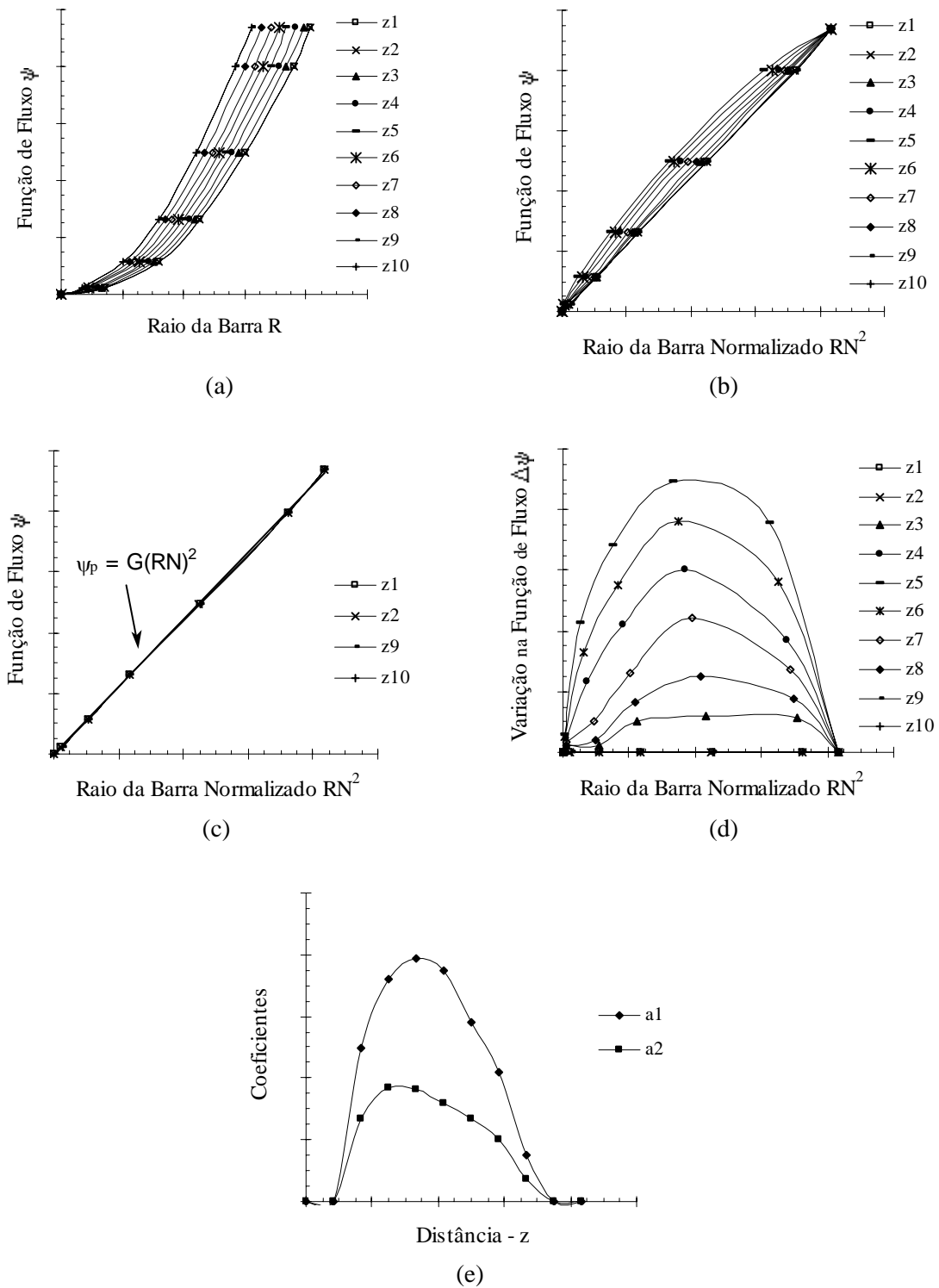


Figura 4.30 - Representação esquemática das etapas para determinação da função de fluxo ψ referente ao escoamento do metal durante a trefilação: (a) distribuição de ψ ao longo do raio R para cada posição z, (b) relação ψ x raio normalizado RN^2 , (c) equação correspondente à tensão de fluxo principal ψ_p , (d) diferenças entre ψ_p e ψ ao longo de R para cada z e (e) coeficientes.

A próxima fase correspondeu ao cálculo da deformação efetiva propriamente dita ao longo das seções transversal e longitudinal da barra trefilada. Ressalta-se que, diferentemente da etapa anterior, onde os valores referentes às velocidades e às taxas de deformação eram alocados nas interseções da malha auxiliar, os dados a serem utilizados precisaram ser retornados às linhas de escoamento do metal (para cada posição z). Os resultados de taxa de deformação efetiva nas mesmas foram definidos fazendo uso de interpolação linear. Procedimento semelhante foi aplicado aos dados de u e v , de forma que a velocidade V média relativa ao deslocamento de uma partícula de uma posição z para $z - 1$ foi determinada. A partir de V e do valor de deslocamento da partícula (calculado aproximando a região da linha de escoamento z para $z-1$ de uma reta), os tempos t_p para cada passo foram estabelecidos. De posse da distribuição de ε' e de t_p , os perfis de deformação efetiva ao longo do comprimento da barra trefilada foram determinados através da equação 3.14. Observa-se que a técnica utilizada para a realização da integração numérica foi a regra dos trapézios - fórmula composta com segmentos desiguais⁽⁹⁸⁾.

4.8. Microscopia Eletrônica de Transmissão

A microscopia eletrônica de transmissão foi realizada em um microscópio marca JEOL, modelo JEM 200C, com filamento de tungstênio e tensão operacional de 200kV. A análise foi conduzida em amostras referentes às camadas centrais e superficiais das barras de aço inoxidável 304 e aço inoxidável 420, trefiladas nas seguintes condições de operação: $\alpha = 20^\circ/r=8\%$, $\alpha = 20^\circ/r=15\%$ e $\alpha = 3^\circ/r=8\%$.

Em adição à análise realizada através de MET, o aço inoxidável 304 foi ainda caracterizado por difração de raios-x, em um equipamento Philips PW1710, utilizando a radiação $\text{Cu-K}\alpha$ e um cristal monocromador de grafite. As amostras foram usinadas de acordo com a região de interesse, e em seguida foram decapadas em uma solução contendo 15ml de ácido clorídrico, 10ml de ácido acético, 5ml de ácido nítrico e 2 gotas de glicerina. Este procedimento foi conduzido com o objetivo de eliminar os possíveis efeitos do corte na estrutura do material. O tempo de contato do mesmo com o líquido foi determinado através da análise da amostra recozida usinada. O ângulo de varredura utilizado no experimento foi de 15° a 90° , e o passo foi de $0,015^\circ/s$. Após a obtenção dos difratogramas, a análise quantitativa das fases martensíticas ε e α' foi realizada através da técnica das intensidades integradas, com o auxílio do programa comercial Microcal Origin versão 5.0.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Caracterização dos Materiais

5.1.1. Aço Inoxidável AISI 304

A composição química do aço inoxidável AISI 304 pode ser observada na tabela V.1. Verifica-se que os resultados da mesma estão de acordo com a especificação técnica do material⁽⁹³⁾, conforme a tabela V.2. A partir deste momento, para simplificar a redação do texto, o metal será tratado apenas como aço inoxidável 304.

Tabela V.1 - Composição química do aço inoxidável AISI 304 (% em peso).

elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	S
%	0,067	1,870	0,323	18,940	9,760	0,024

Tabela V.2 - Especificação técnica do aço inoxidável AISI 304⁽⁹³⁾ (% em peso).

elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	S
%	máximo 0,080	máximo 2,000	máximo 1,000	18,000 - 20,000	8,000 - 12,000	máximo 0,030

Os resultados dos ensaios de dureza Vickers média das barras e após o recozimento são apresentados na tabela V.3, assim como o valor verificado na literatura⁽⁹³⁾ para a amostra não deformada. Como citado anteriormente, através da comparação destes dados concluiu-se que os parâmetros de tratamento térmico utilizados estavam adequados para o trabalho (o mesmo procedimento foi considerado para os demais materiais).

Tabela V.3 - Dureza Vickers média das barras de aço inoxidável 304.

HV média das barras material como recebido	HV média das barras material recozido	HV especificação técnica ⁽⁹³⁾
174,27 ± 16,04	125,04 ± 6,45	158,00

Os aspectos microestruturais do aço inoxidável 304 no estado em que foi adquirido e após o tratamento térmico observados através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura são exibidos nas figuras 5.1 e 5.2. São observados grãos de austenita equiaxiais e maclas de recozimento. Discreta ocorrência de carboneto de cromo e inclusões contendo cálcio e alumínio (detectados através do espectômetro de energia dispersiva) também são verificadas, além da presença de pites associados aos processos de polimento e ataque das amostras. Uma elevação no tamanho médio dos grãos em decorrência do recozimento é constatada.

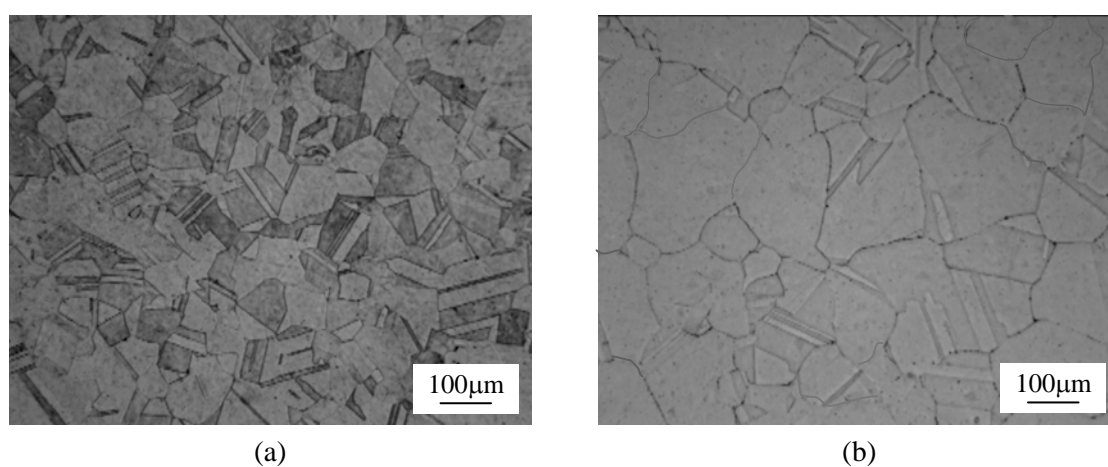


Figura 5.1 - Fotomicrografia do aço inoxidável 304 - MO, ataque Água Régia: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido.

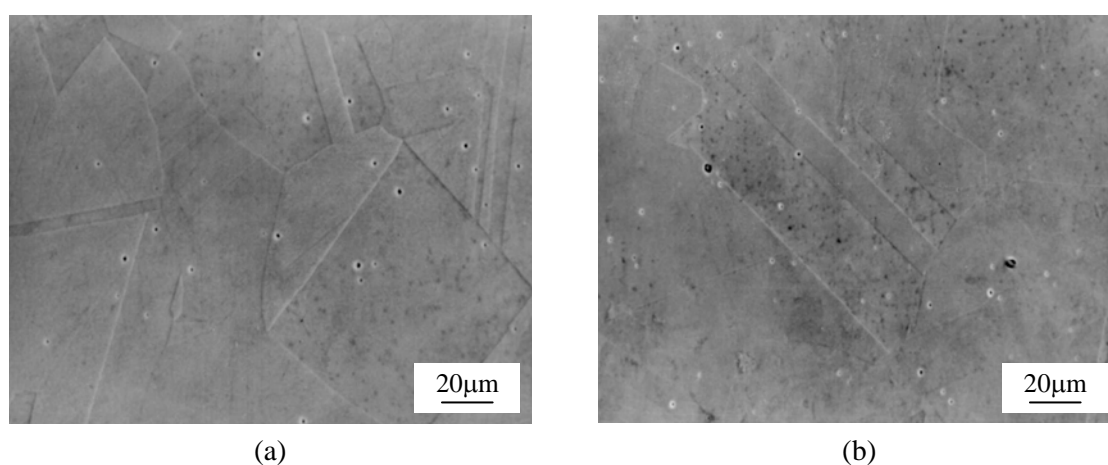


Figura 5.2 - Fotomicrografia do aço inoxidável 304 - MEV, ataque Água Régia: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido.

5.1.2. Aço Inoxidável AISI 420

Os resultados da análise química do aço inoxidável AISI 420 e a especificação técnica⁽⁹³⁾ do mesmo são apresentados nas tabelas V.4 e V.5. Assim como foi citado para o material anterior, a seguir este metal será tratado somente como aço inoxidável 420.

Tabela V.4 - Composição química do aço inoxidável AISI 420 (% em peso).

elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	S
%	0,377	0,419	0,275	13,700	0,300	0,016

Tabela V.5 - Especificação técnica do aço inoxidável AISI 420⁽⁹³⁾ (% em peso).

elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	S
%	mínimo 0,150	máximo 1,000	máximo 1,000	12,000 - 14,000	—	máximo 0,030

Na tabela V.6 podem ser observados os dados de dureza Vickers média do metal no estado em que foi adquirido e após o recozimento isotérmico, assim como o valor esperado para a amostra não encruada⁽⁹³⁾.

Tabela V.6 - Dureza Vickers média das barras de aço inoxidável AISI 420.

HV média das barras material como recebido	HV média das barras material recozido	HV especificação técnica ⁽⁹³⁾
230,48 ± 16,15	186,10 ± 2,79	205,00

As fotomicrografias ópticas e eletrônicas de varredura do aço inoxidável 420 antes e após o tratamento térmico são mostradas nas figuras 5.3 e 5.4. Verifica-se a presença de carbonetos de cromo uniformemente dispersos na matriz ferrítica. Em geral, não foi possível revelar os contornos de grão do metal, com exceção da amostra recozida observada por MEV, onde um suave esboço dos mesmos é exibido. A análise por espectômetro de energia dispersiva indicou

também a ocorrência de sulfeto de manganês na forma de inclusão, contendo ainda silício, alumínio e cálcio.

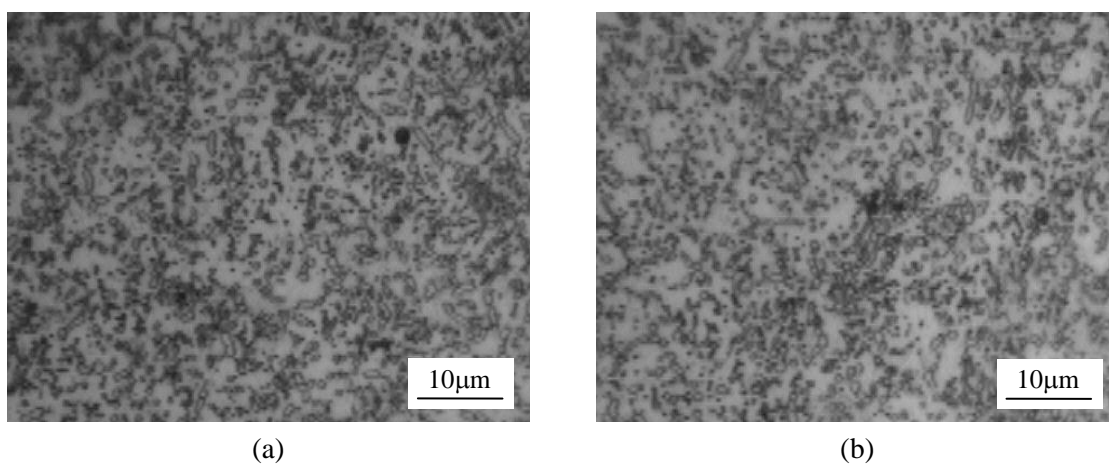


Figura 5.3 - Fotomicrografia do aço inoxidável 420 - MO, ataque Vilella: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido.

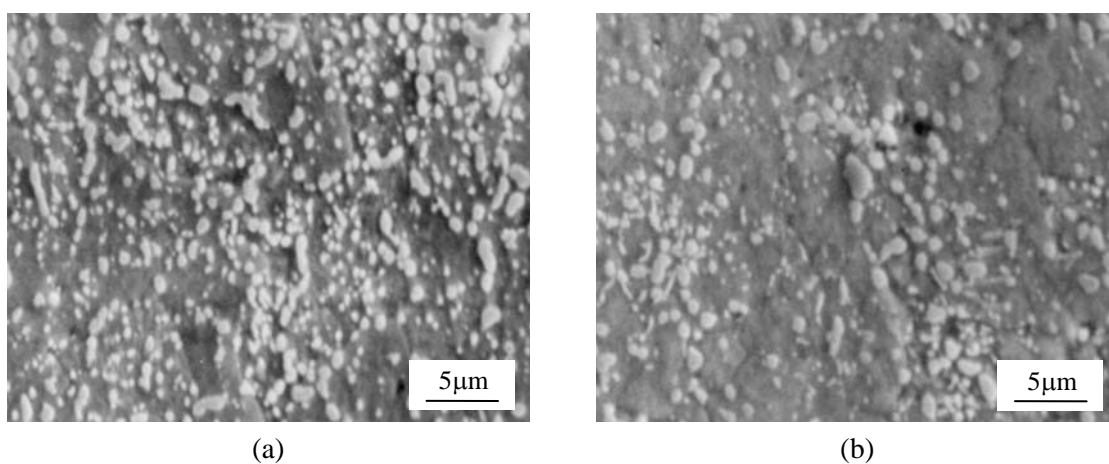


Figura 5.4 - Fotomicrografia do aço inoxidável 420 - MEV, ataque Vilella: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido.

5.1.3. Cobre

A análise química das amostras de cobre é apresentada na tabela V.7. Em seguida pode ser observada a especificação técnica do cobre eletrolítico⁽⁹³⁾, cujos valores parecem estar de acordo

com o metal adquirido para o trabalho (tabela V.8). Para simplificar, referir-se-á ao mesmo no texto apenas como cobre.

Tabela V.7 - Composição química do cobre (% em peso).

elemento	Sn	Pb	Fe	Zn	Ni	Al	Mg
%	< 0,010	0,018	0,010	0,012	0,005	0,049	0,007

Tabela V.8 - Especificação técnica do cobre eletrolítico⁽⁹³⁾ (% em peso).

elemento	Cu
%	mínimo 99,900

A dureza Vickers média de todas as barras de cobre antes e após o tratamento térmico e o valor observado na literatura para o material sem deformação⁽⁹⁴⁾ são exibidos na tabela V.9.

Tabela V.9 - Dureza Vickers média das barras cobre.

HV média das barras material como recebido	HV média das barras material recozido	HV literatura ⁽⁹⁴⁾
87,66 ± 4,48	40,73 ± 2,42	47,20

Nas figuras 5.5 e 5.6 são mostrados os aspectos microestruturais do metal no estado em que foi recebido e após o recozimento, analisados através de MO e MEV. Grãos equiaxiais e maclas de recozimento podem ser observados. É verificada a ocorrência de alguns poucos precipitados, certamente óxido de cobre⁽⁸⁶⁾, contendo ainda ferro, chumbo, zinco e estanho (avaliação realizada com auxílio do espectômetro de energia dispersiva). Pites e riscos decorrentes da preparação e do ataque metalográfico também são constatados.

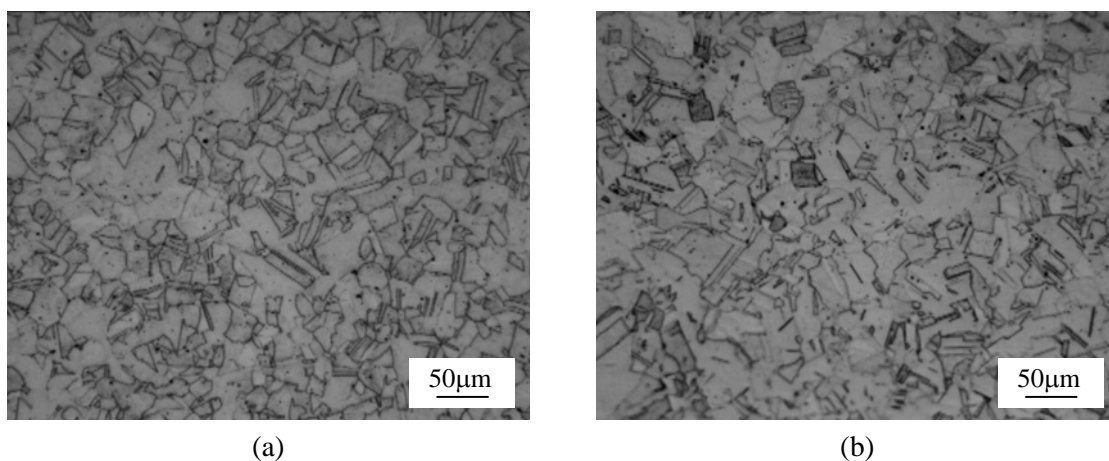


Figura 5.5 - Fotomicrografia do cobre - MO, ataque Di Cobre: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido.

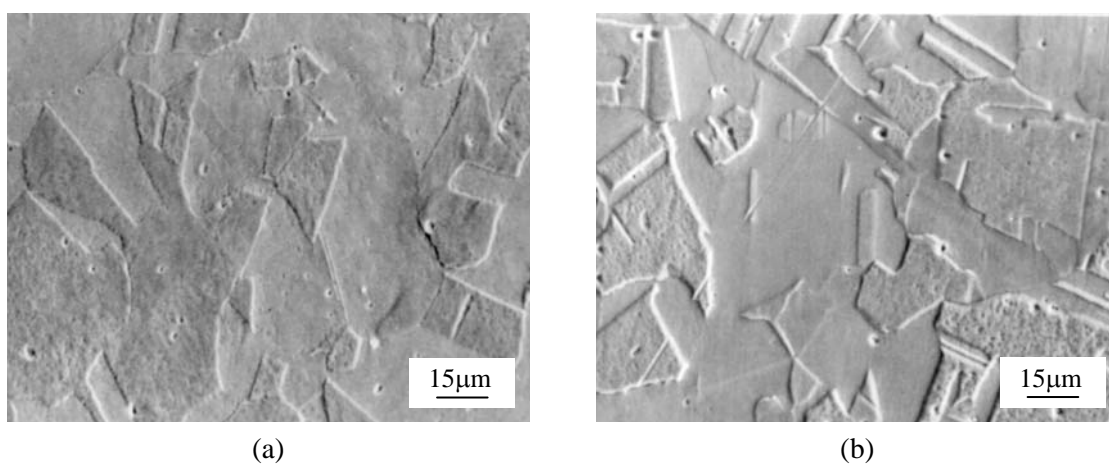


Figura 5.6 - Fotomicrografia do cobre - MEV, ataque Di Cobre: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido.

5.1.4. Alumínio

Os resultados da análise química do material são apresentados na tabela V.10. O mesmo foi adquirido como alumínio comercialmente puro. Entretanto, comparando os valores obtidos com a especificação técnica do metal⁽⁹³⁾, verificou-se que os dados estão mais próximos daqueles previstos para a liga de alumínio 6101 (tabela V.11). Para simplificar a redação do texto, o material será tratado apenas como alumínio.

Tabela V.10 - Composição química do alumínio (% em peso).

elemento	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Cr
%	0,373	0,270	0,123	0,011	0,032	0,003	< 0,005

Tabela V.11 - Especificação técnica da liga de alumínio 6101⁽⁹³⁾ (% em peso).

elemento	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	outro
%	0,350 - 0,800	0,300 - 0,700	máximo 0,500	máximo 0,100	máximo 0,030	máximo 0,010	máximo 0,030

Na tabela V.12 são mostrados os resultados médios dos testes de dureza Vickers realizados nas amostras no estado em que foram recebidas e após o recozimento, assim como o valor esperado na literatura⁽⁹³⁾ para o alumínio após o tratamento térmico.

Tabela V.12 - Dureza Vickers média das barras alumínio.

HV média das barras material como recebido	HV média das barras material recozido	HV literatura ⁽⁹³⁾
73,85 ± 4,77	31,37 ± 2,09	30,00

As fotomicrografias ópticas e eletrônicas de varredura do alumínio antes e após o tratamento térmico são apresentadas nas figuras 5.7 e 5.8. Grãos equiaxiais e precipitados contendo ferro, silício e magnésio são observados em ambas amostras (determinados através do espectômetro de energia dispersiva), assim como a acentuada presença de pites e riscos associados aos processos de polimento e ataque das mesmas. Verifica-se uma discreta diferença (aumento) no tamanho dos grãos do metal recozido para o recebido.

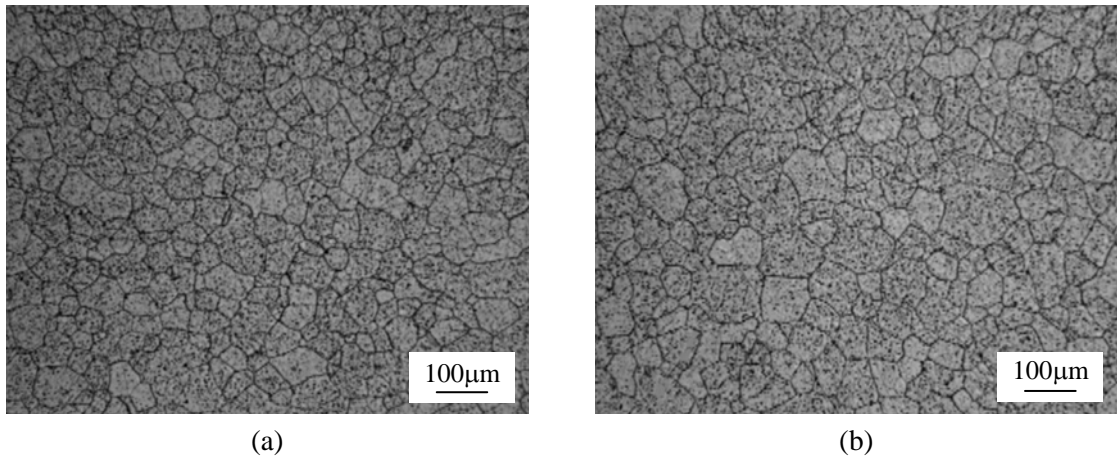


Figura 5.7 - Fotomicrografia do alumínio - MO, ataque ácido fluorídrico: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido.

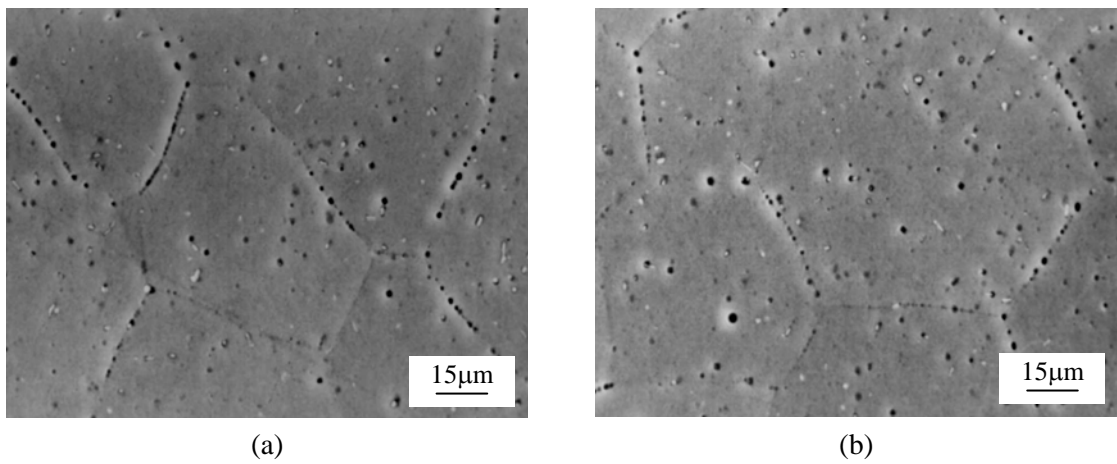


Figura 5.8 - Fotomicrografia do alumínio - MEV, ataque ácido fluorídrico: (a) material no estado em que foi recebido e (b) material recozido.

5.2. Comportamento Mecânico dos Materiais Recozidos

As curvas de escoamento à tração dos aços inoxidáveis 304 e 420, cobre e alumínio são mostradas nas figuras 5.9 a 5.12. Observa-se que os gráficos à esquerda correspondem aos dados relativos à deformação uniforme da amostra, enquanto os da direita exibem os valores associados à deformação total da mesma. Este tipo de apresentação possibilita uma avaliação mais detalhada dos resultados e será utilizada na análise das curvas tensão-deformação ao longo de todo o trabalho, salvo menção contrária.

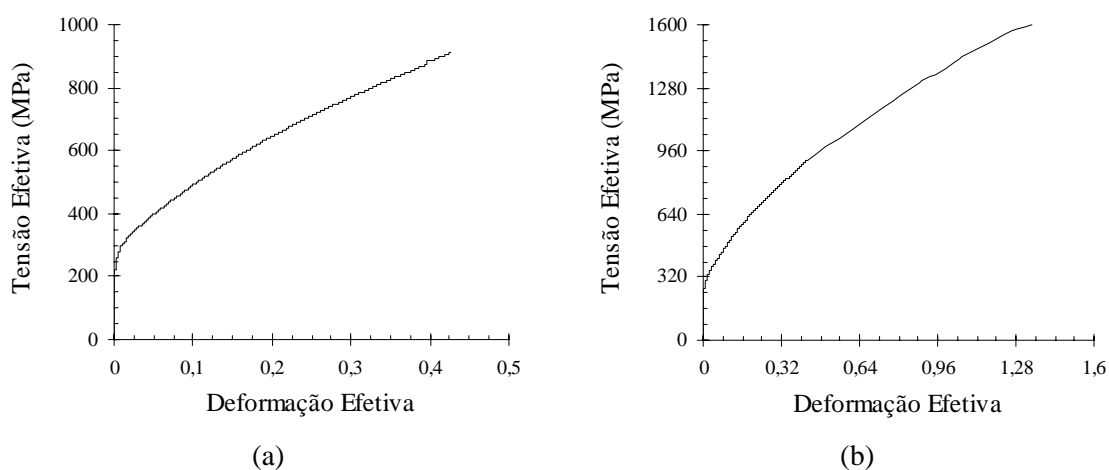


Figura 5.9 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do aço inoxidável 304 recozido: (a) deformação uniforme e (b) deformação total.

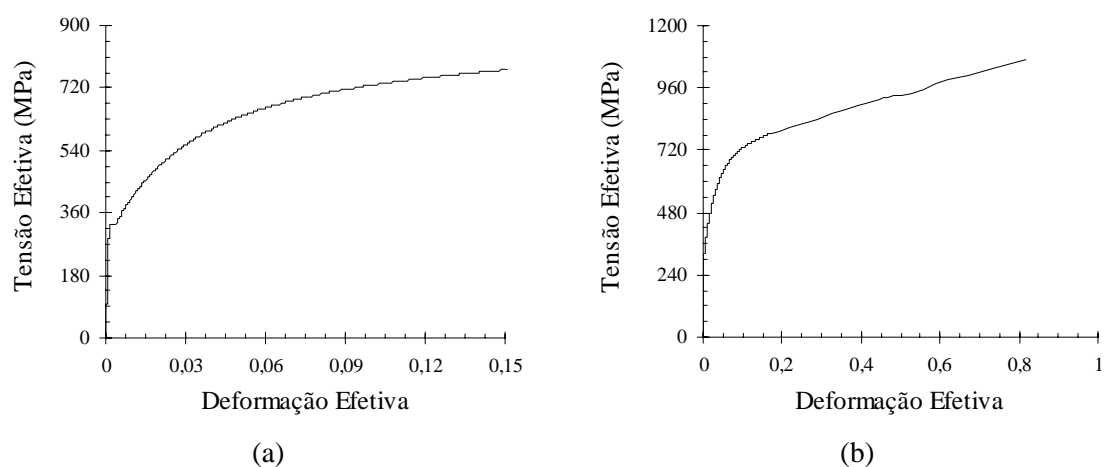


Figura 5.10 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do aço inoxidável 420 recozido: (a) deformação uniforme e (b) deformação total.

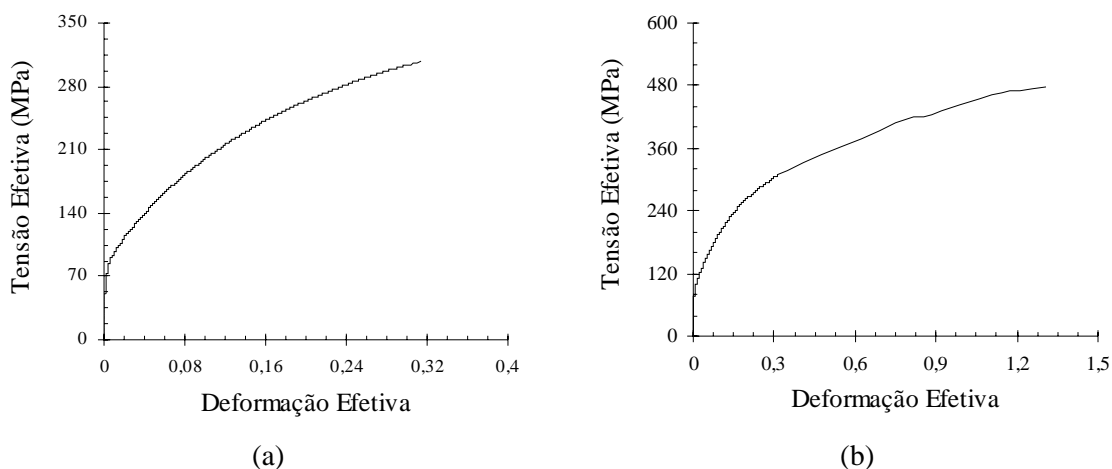


Figura 5.11 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do cobre recozido: (a) deformação uniforme e (b) deformação total.

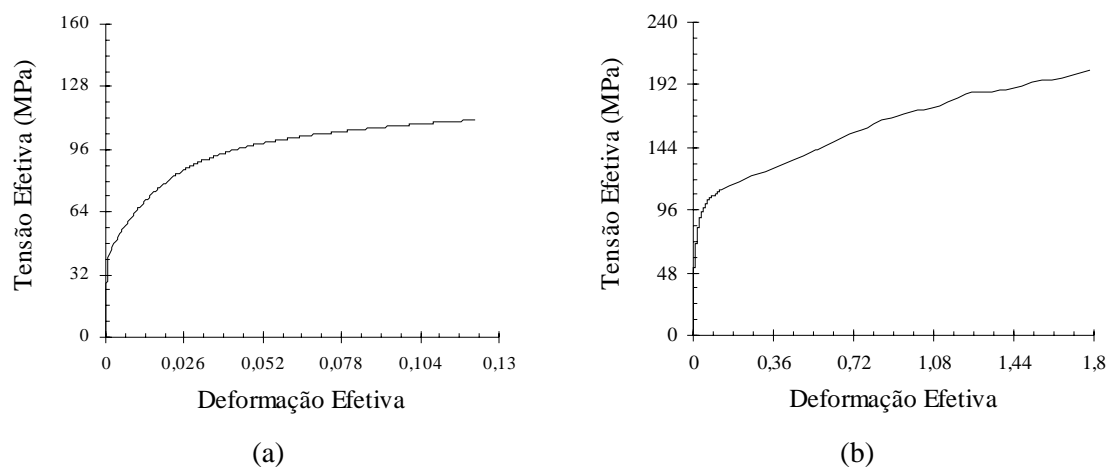


Figura 5.12 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do alumínio recozido: (a) deformação uniforme e (b) deformação total.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração das amostras recozidas confirmam a descrição apresentada para os metais utilizados no trabalho, evidenciando as supostas diferenças e semelhanças no comportamento mecânico associadas às características estruturais dos mesmos. Devido à questão de escala dos gráficos, os fenômenos podem ser observados mais facilmente para os resultados relativos à deformação uniforme dos corpos de prova. O aço inoxidável 304

exibe acentuada inclinação na curva tensão-deformação, ou seja, elevada taxa de encruamento, o que é típico de materiais onde os já mencionados processos de recuperação dinâmica não são verificados (vide seção 4.3). Em seguida, observa-se o cobre, cuja redução progressiva na taxa é similar ao metal anterior, porém ocorre de maneira menos lenta. Em contraste com esses dois materiais, o aço inoxidável 420 mostra claro decréscimo na derivada da curva de escoamento na medida em que a deformação é realizada. Por fim, aparece o alumínio, que em conjunto com o aço inoxidável 304, representam extremos em termos de encruamento durante o processamento a frio.

Na tabela V.13 são apresentadas as propriedades mecânicas das amostras recozidas: limite de escoamento a 0,2%, limite de resistência, alongamento uniforme e alongamento não uniforme. Assim como as curvas tensão-deformação, estes valores serviram para comparação com os dados dos metais trefilados, sendo utilizados na montagem e análise dos resultados ao longo do trabalho.

Tabela V.13 - Propriedades mecânicas dos materiais recozidos.

material	limite de escoamento LE (MPa)	limite de resistência LR (MPa)	alongamento uniforme ALU (%)	alongamento não uniforme ALNU (%)
aço inoxidável 304	244,0	591,0	53,1	52,9
aço inoxidável 420	326,0	664,0	16,6	35,4
cobre	66,0	225,0	36,1	49,1
alumínio	47,0	98,0	13,5	58,9

5.3. Análise da Deformação na Trefilação

5.3.1. Distribuição de Deformação na Barra Trefilada

Nas figuras 5.13 a 5.24 são exibidos as imagens de distorção da rede das barras trefiladas e os gráficos relativos às mesmas, onde pode ser verificada a evolução da deformação efetiva na seção transversal do metal durante o processo. Como mencionado na descrição do método de cálculo, não são apresentados dados para as situações onde a operação foi conduzida com redução de área = 3%, apenas as fotografias, fato justificado pela dificuldade na determinação das medidas em virtude da discreta modificação na rede impressa nos materiais. Em relação às curvas deformação-raio da barra, observa-se que os resultados são ascendentes durante a passagem do metal pela matriz de trefilação, ou seja, as curvas mais próximas do eixo das abscissas se referem ao início da deformação e as curvas mais elevadas representam a deformação efetiva final da barra após o processo.

A análise das imagens indica que, de maneira geral, a modificação na rede se torna mais pronunciada na medida em que tanto o semi-ângulo como a redução de área aumentam, fato verificado através da visualização da evolução das linhas verticais na amostra. Considerando $\alpha = 20^\circ$ e 8° , observa-se que para $r = 3\%$ as linhas são praticamente retas, para $r = 8\%$ as mesmas apresentam uma suave curvatura e para $r = 15\%$ as linhas são curvas (especialmente para 20°). Por outro lado, para $\alpha = 3^\circ$, a ocorrência da deformação é sugerida apenas através da inclinação das linhas de escoamento, visto que as demais marcações parecem permanecer no formato original para as três reduções. Dessa forma, o exame qualitativo dos corpos de prova evidencia a questão da heterogeneidade de deformação ao longo da seção transversal da barra trefilada, confirmando o aumento da mesma com o valor do semi-ângulo: para $\alpha = 20^\circ$ a diferença entre o centro e a superfície do metal deve ser acentuada e para $\alpha = 3^\circ$ a deformação é praticamente uniforme. Nota-se também que, como havia sido citado na metodologia, para algumas condições - $\alpha = 20^\circ$ e 8° , a modificação no reticulado aparece antes do metal entrar em contato com a matriz, em uma região onde ainda não há alterações nas dimensões da amostra, ocorrendo somente na porção central da mesma.

Ainda considerando as fotografias dos corpos de prova, um outro aspecto importante é observado: o perfil da deformação não parece ser fator unicamente das características geométricas da trefilação, mas também do metal a ser processado. Ainda que a avaliação da maioria das imagens das barras conformadas não permita nenhum tipo de conclusão sobre o tema, a comparação entre os resultados obtidos para os materiais trefilados com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ revela de forma clara diferença na distorção da rede impressa nas peças. Para o aço inoxidável 304 e o cobre (figuras 5.13(d) e 5.19(d)), a marcação vertical apresenta modificações desde o centro da seção transversal da amostra, aparecendo como uma curva. Já para o alumínio

(figura 5.22(d)), a região central exibe uma rede mais uniforme ou linhas verticais retas, que se tornam inclinadas apenas próximo à superfície. O aço inoxidável 420 (figura 5.16(d)) parece ter um comportamento intermediário, cuja análise, no entanto, é dificultada pela deficiência na gravação do reticulado (linhas mais grossas e borradas). Quanto às demais condições de operação, não se pode afirmar se não há influência do material ou se apenas não é possível detectá-las devido à discreta distorção da malha e também a problemas na marcação da mesma. Portanto, tendo por base as fotografias obtidas no trabalho, conclui-se que a distribuição de deformação ao longo da seção transversal de uma barra trefilada será afetada tanto pelos valores de semi-ângulo de fieira e redução de área como pelas características do metal a ser utilizado.

Os resultados descritos acima confirmam a ineficácia ou limitação dos métodos teóricos desenvolvidos para o estudo da deformação no processo, onde somente os aspectos geométricos da matriz de trefilação são considerados^(66,76-78), como pode ser observado nas expressões 3.19 a 3.27.

Em relação às curvas deformação efetiva-raio da barra, não será realizada uma análise ponto a ponto, em virtude de problemas decorrentes tanto do procedimento de tratamento dos dados como das técnicas numéricas utilizadas nos cálculos posteriores, cujos detalhes são discutidos após a avaliação dos gráficos.

Em geral, os valores estabelecidos parecem acompanhar de maneira razoável as imagens das amostras trefiladas. Observando os resultados relativos ao perfil dos metais após a operação, verifica-se que as curvas correspondentes ao semi-ângulo de 20° exibem a esperada heterogeneidade de deformação nas barras, que aparece de maneira mais suave para $\alpha = 8^\circ$ e é praticamente eliminada para $\alpha = 3^\circ$. As demais curvas, representando a evolução ou comportamento dos materiais durante o processo, também parecem estar de acordo com as fotografias, revelando a ocorrência de deformação mais pronunciada na região central da amostra no início da operação, o que é gradualmente revertido em relação à superfície da peça na medida em que a mesma entra na fieira (para semi-ângulos de 20° e 8° , situações onde foi detectada deformação antes do metal entrar no cone de trabalho).

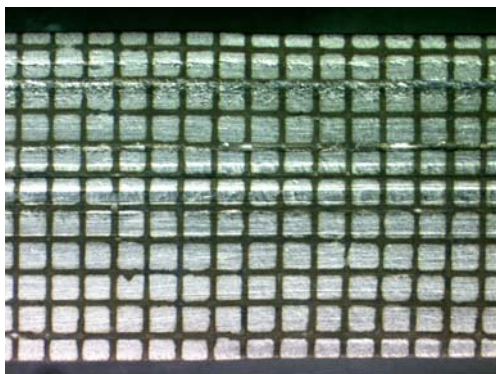
Um exame um pouco mais detalhado da distribuição de deformação efetiva nas barras trefiladas evidencia algumas irregularidades nos dados apresentados. Neste caso, entende-se como irregularidades alterações bruscas nas curvas (como acontece, por exemplo, na mudança do primeiro para o segundo ponto a partir do centro dos metais trefilados com $\alpha = 20^\circ$), redução do valor de deformação em uma posição intermediária de raio (fato que aparece para algumas situações onde $\alpha = 8^\circ$) e, até mesmo, não representar com exatidão as diferenças observadas entre os materiais (comparação entre o alumínio e os demais metais trefilados com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$).

Os problemas listados no parágrafo anterior estão certamente associados às já mencionadas dificuldades práticas da técnica de visioelasticidade. Como observado na descrição do método, seções 3.2.2.1 e 4.7.1, os cálculos são iniciados com a determinação da distribuição da função de fluxo ao longo das seções transversal e longitudinal da barra trefilada. A realização da medição da amostra, entretanto, não é trivial, e os valores resultantes, conseqüentemente, não são suavizados. Dando continuidade ao processo, os mesmos são derivados duas vezes em R e em z fazendo uso de ferramentas numéricas. Dessa forma, os dados acabam sendo afetados pela propagação de erros decorrente das derivações de primeira e segunda ordens, podendo levar a discrepâncias nos resultados finais de deformação. Com o objetivo de resolver ou pelo menos minimizar os problemas, diversos procedimentos de tratamento de dados ou *smoothing* foram desenvolvidos^(52-54,58,61-63), além de novas técnicas para a marcação e medição das amostras conformadas^(100,101). Entretanto, cada um dos trabalhos apresenta limitações e, portanto, uma solução final e geral para o caso parece ainda não ter sido estabelecida.

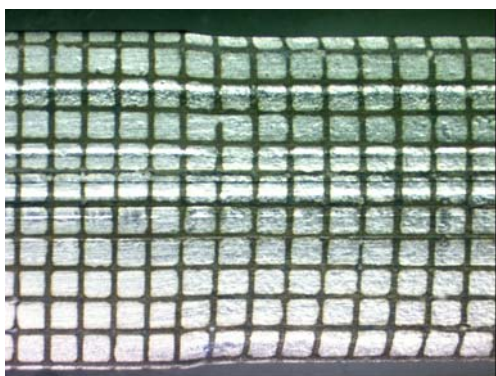
Ressalta-se que fenômenos semelhantes aos relatados acima também foram observados nas investigações referentes especificamente ao estudo da deformação no processo de trefilação, conforme pode ser verificado nos exemplos das figuras 5.25 e 5.26^(65,66). Os autores, no entanto, diferentemente do que é exibido para os outros processos de conformação mecânica estudados através da visioelasticidade, não fazem menção às irregularidades, e classificam os resultados como satisfatórios.

Dessa forma, mesmo com os problemas expostos, acredita-se que, em média, as curvas mostradas nas figuras 5.13 a 5.24 representem de maneira razoável o comportamento mecânico dos materiais, especialmente se comparadas com os dados provenientes de outras técnicas de análise.

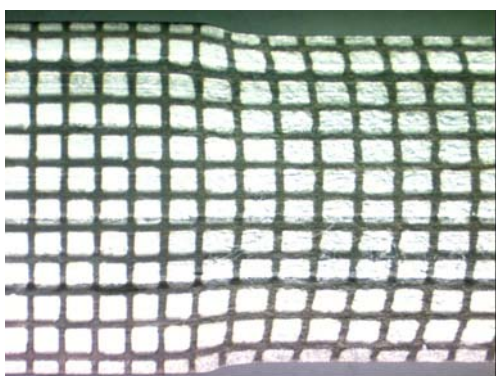
Nas figuras 5.27 a 5.30 são mostrados os resultados de distribuição de deformação efetiva final ao longo da seção transversal das barras trefiladas para as seis condições de operação em um mesmo gráfico, possibilitando o confronto entre os mesmos. Observa-se que são exibidas também curvas correspondentes aos dados ajustadas através de um polinômio de 3° grau, de forma que, além de atenuar a diferença entre os pontos, a determinação da deformação média no processo será facilitada.



(a)

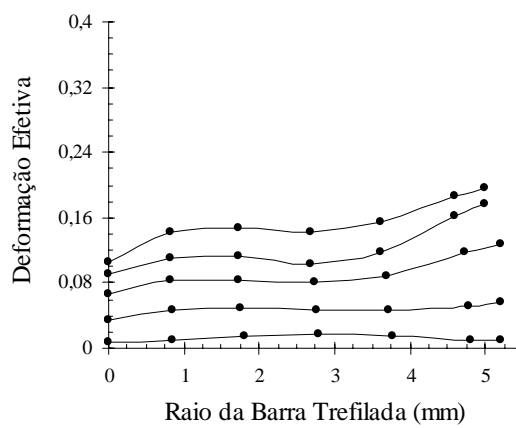


(b)

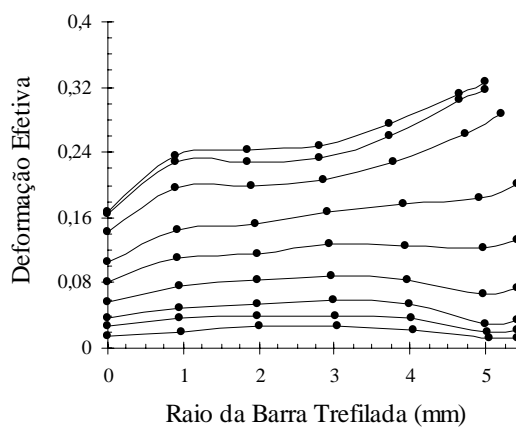


(d)

fotografia da rede na barra
escala
2mm

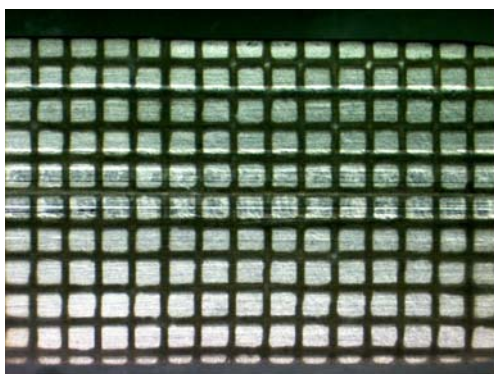


(c)



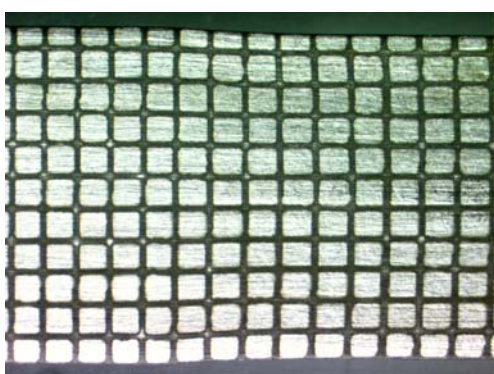
(e)

Figura 5.13 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 20^\circ$ / $r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 20^\circ$ / $r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$.

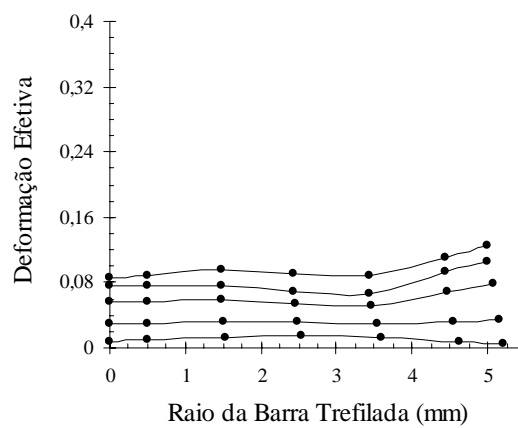


(a)

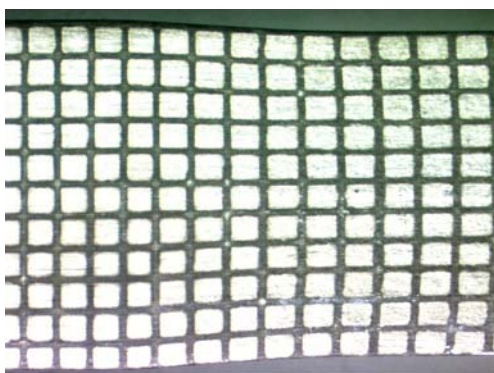
fotografia da rede na barra
escala
2mm



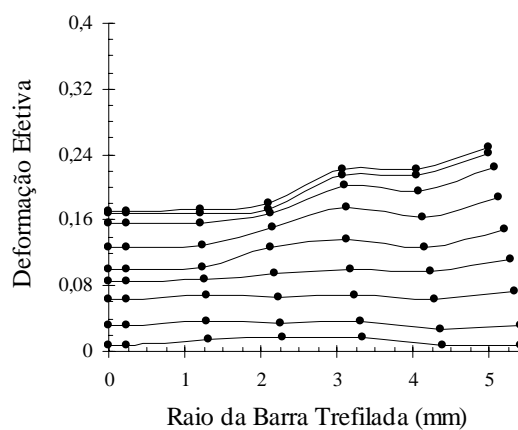
(b)



(c)

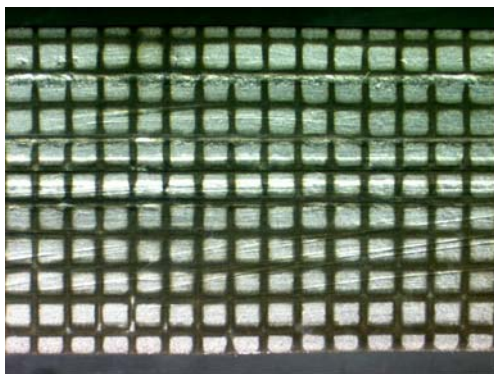


(d)



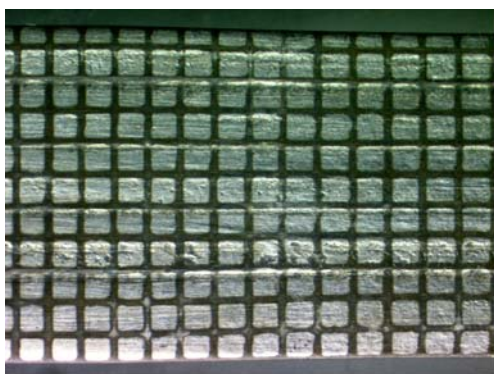
(e)

Figura 5.14 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 8^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 8^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 8^\circ$ e $r = 15\%$.

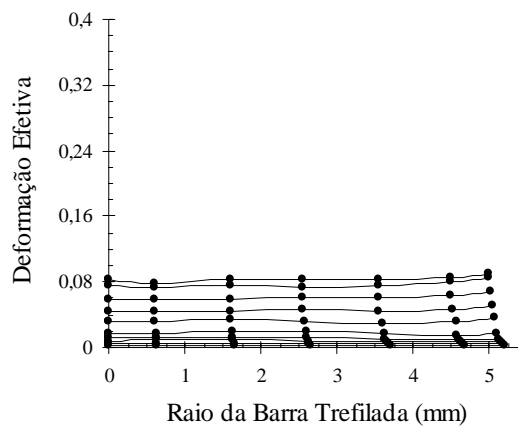


(a)

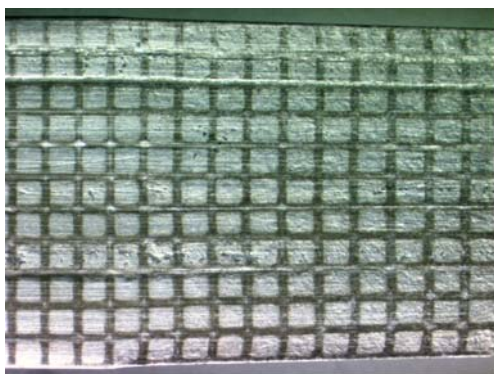
fotografia da rede na barra
escala
2mm



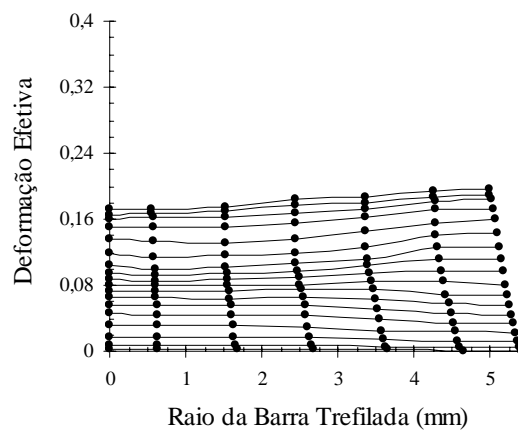
(b)



(c)

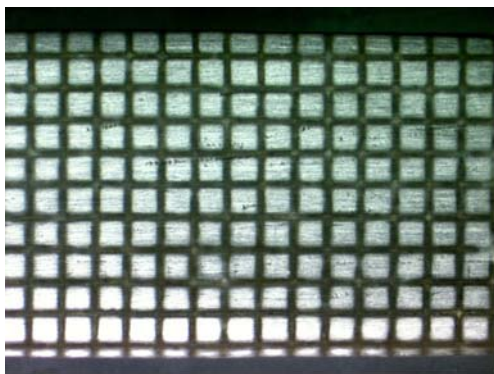


(d)



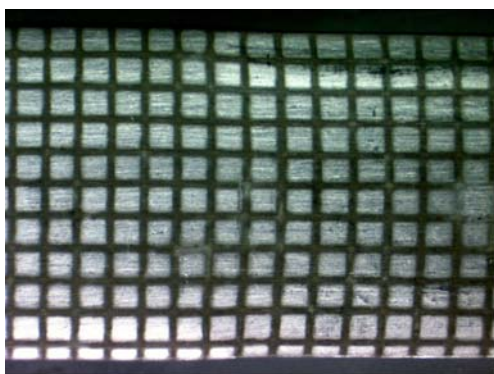
(e)

Figura 5.15 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 3^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 3^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$.

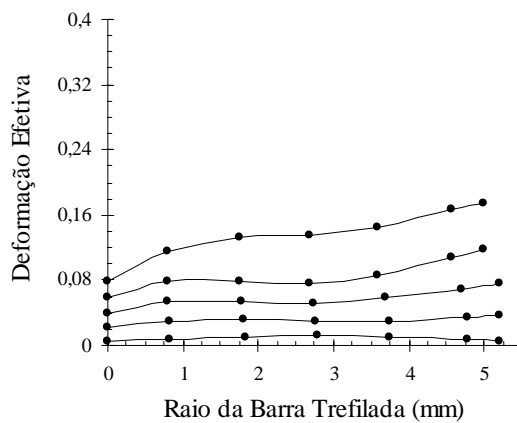


(a)

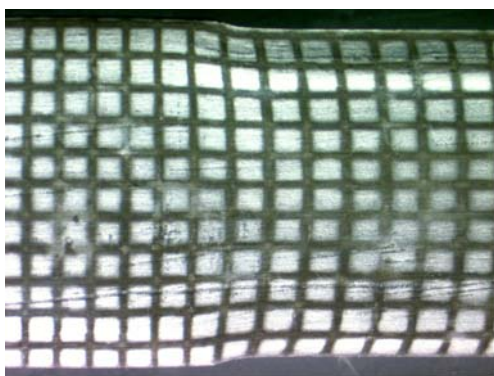
fotografia da rede na barra
escala
2mm



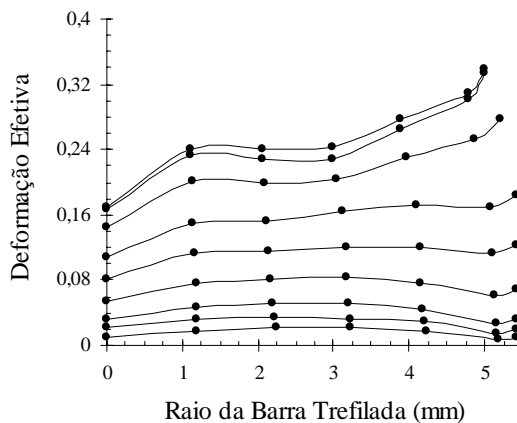
(b)



(c)

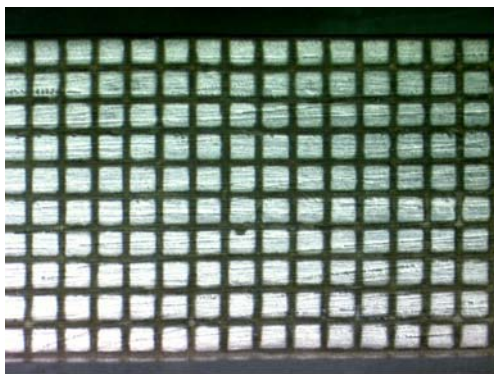


(d)



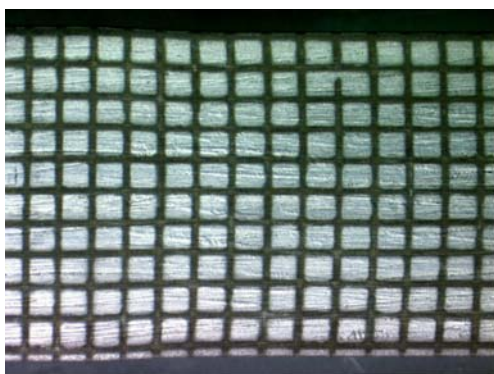
(e)

Figura 5.16 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 20^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 20^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$.

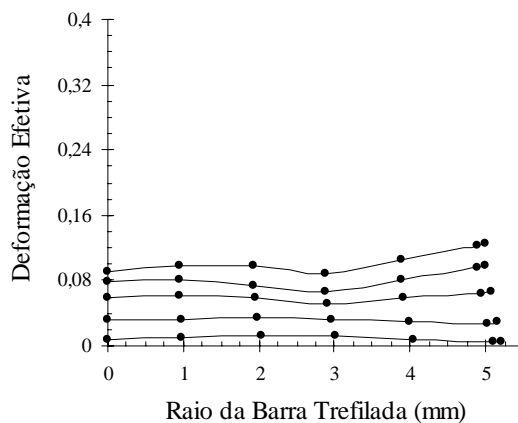


(a)

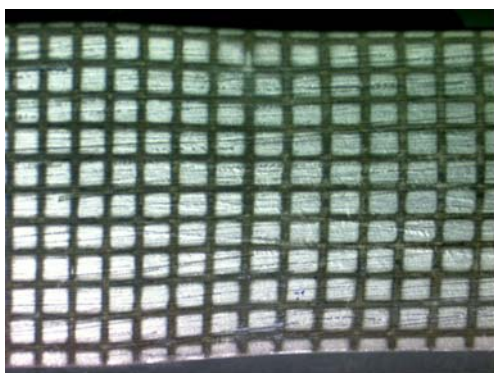
fotografia da rede na barra
escala
2mm



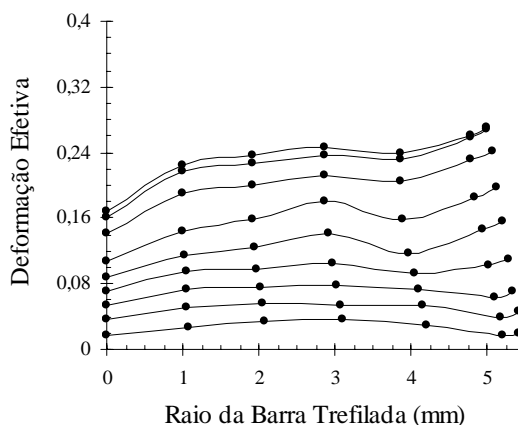
(b)



(c)



(d)



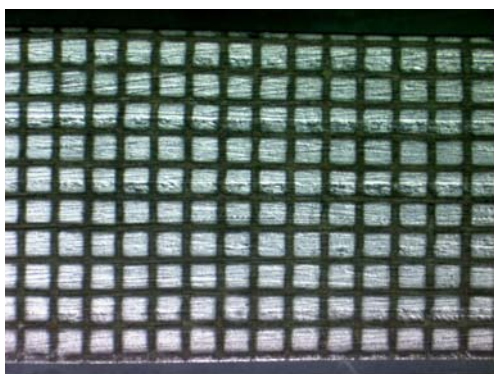
(e)

Figura 5.17 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 8^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 8^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 8^\circ$ e $r = 15\%$.

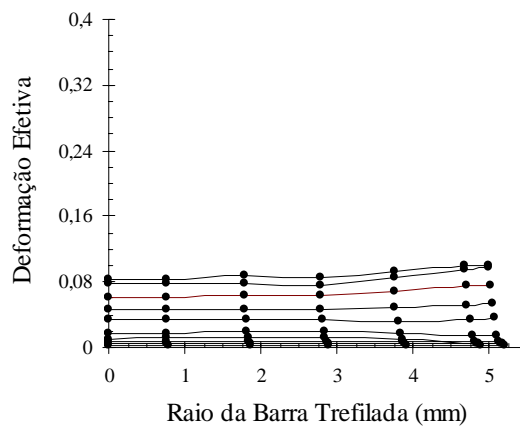


(a)

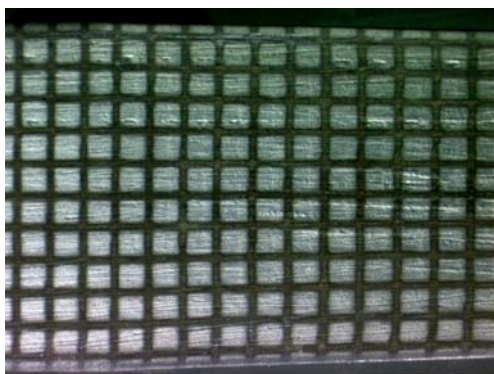
fotografia da rede na barra
 escala
2mm



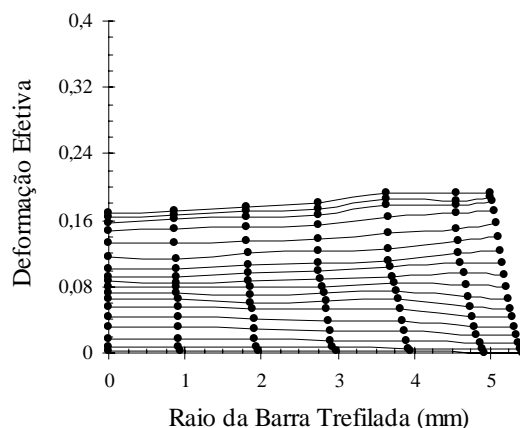
(b)



(c)

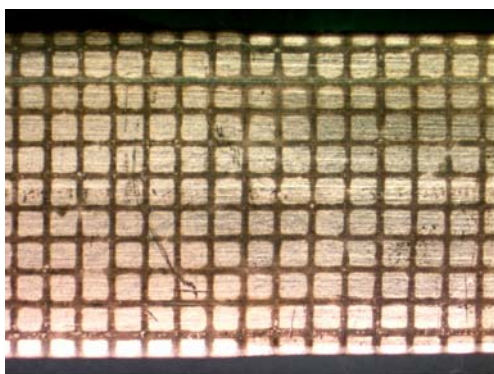


(d)

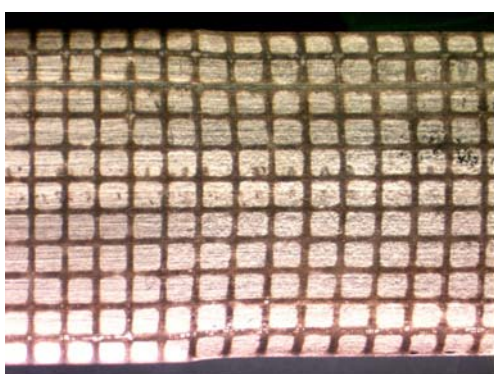


(e)

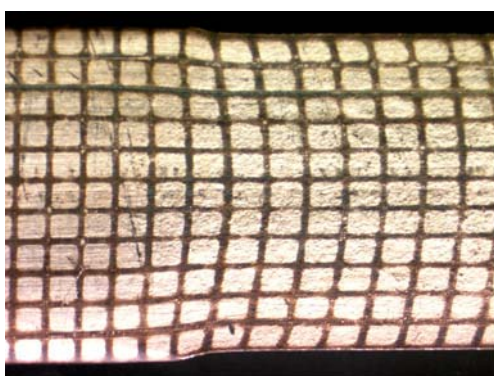
Figura 5.18 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 3^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 3^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$.



(a)

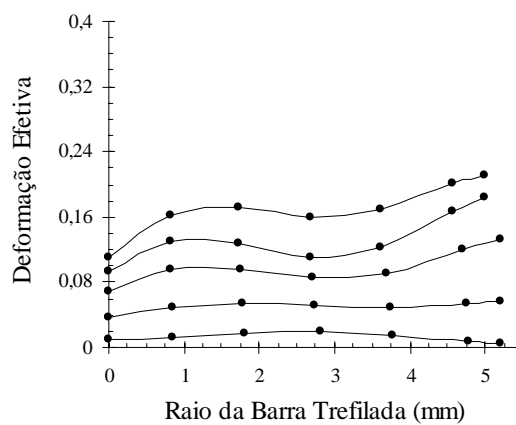


(b)

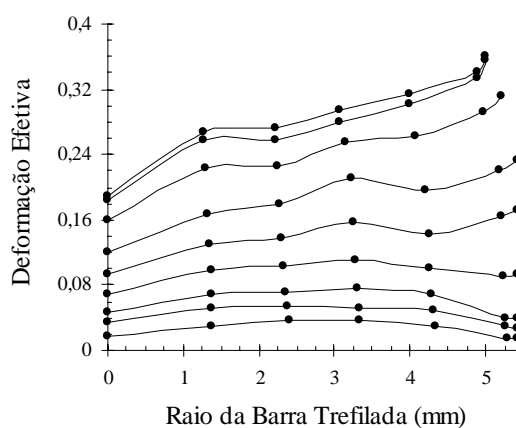


(d)

fotografia da rede na barra
escala
2mm

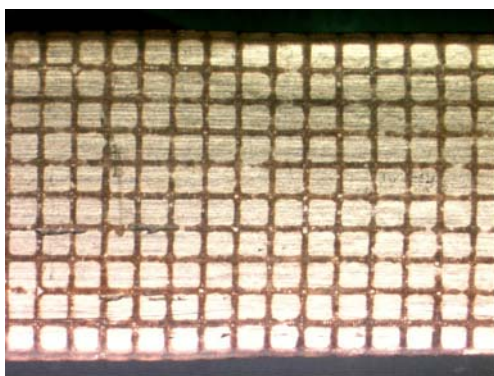


(c)



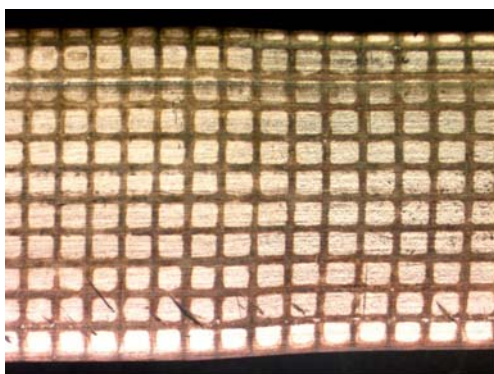
(e)

Figura 5.19 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 20^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 20^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$.

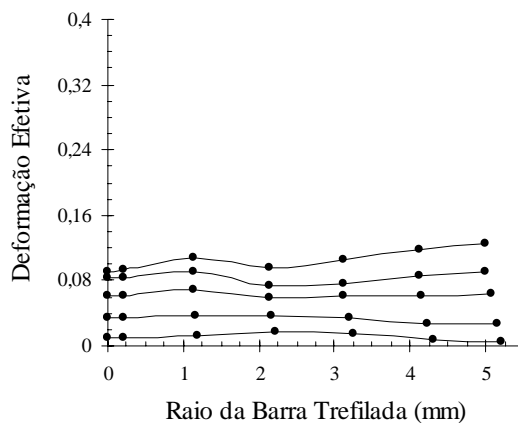


(a)

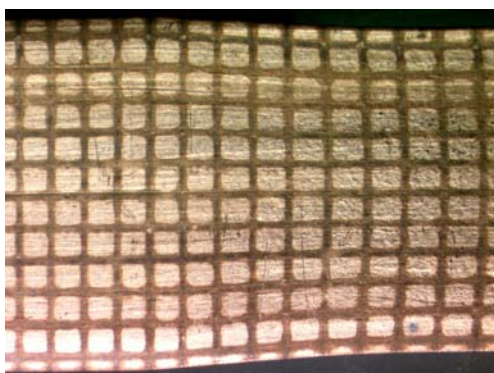
fotografia da rede na barra
escala
2mm



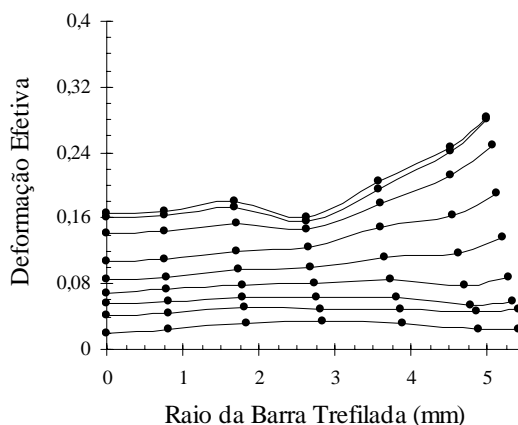
(b)



(c)

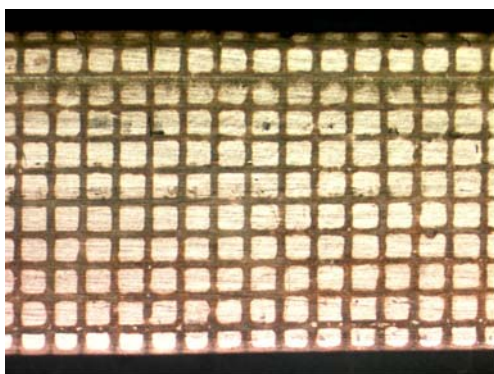


(d)

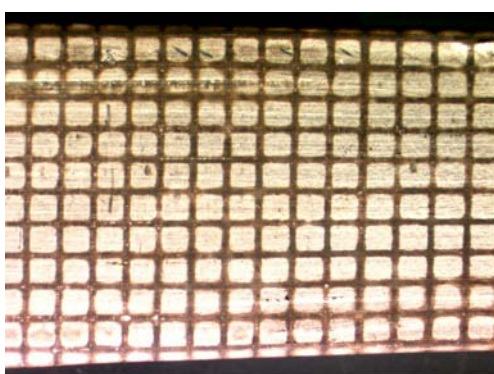


(e)

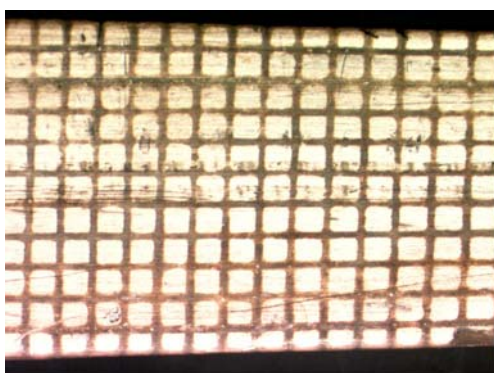
Figura 5.20 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 8^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 8^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 8^\circ$ e $r = 15\%$.



(a)

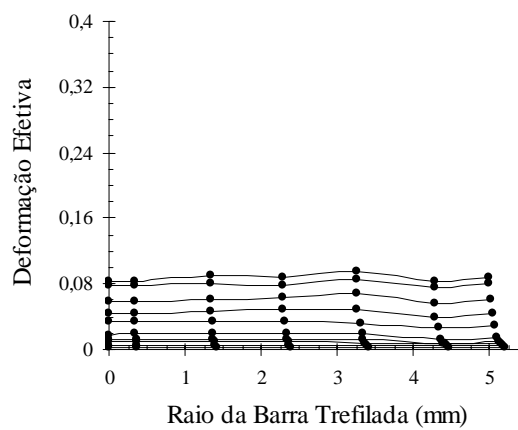


(b)

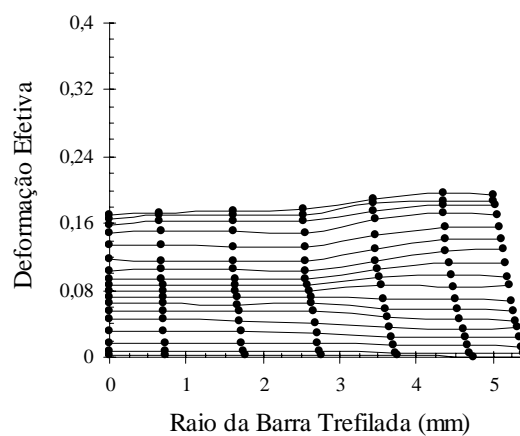


(d)

fotografia da rede na barra
escala
2mm

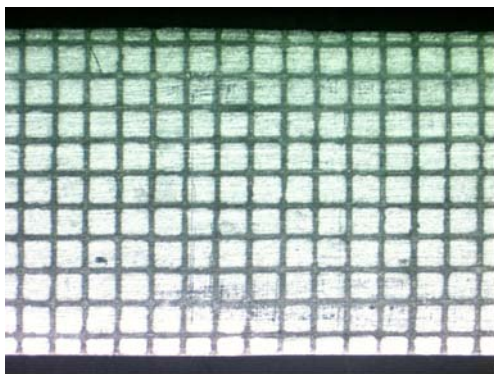


(c)



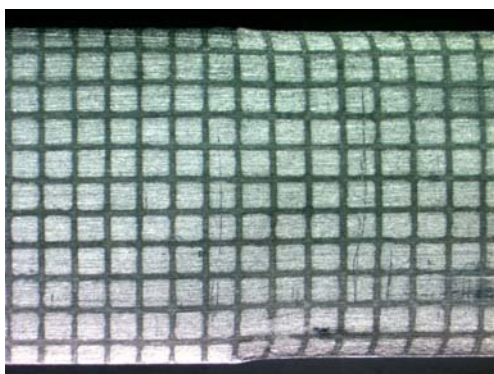
(e)

Figura 5.21 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 3^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 3^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$.

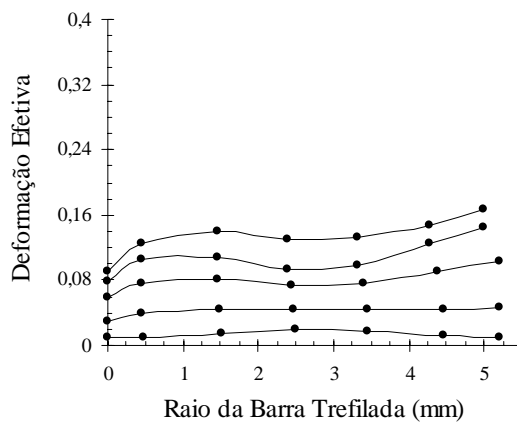


(a)

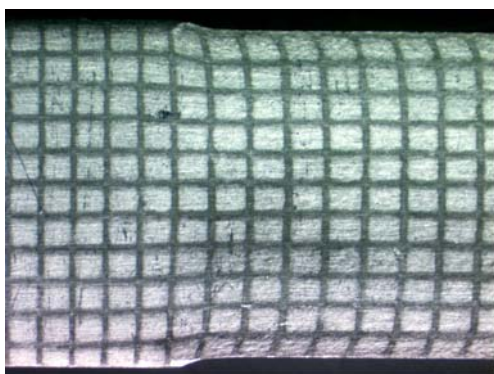
fotografia da rede na barra
escala
2mm



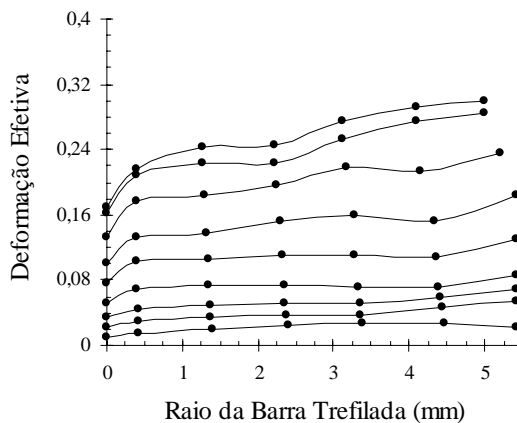
(b)



(c)

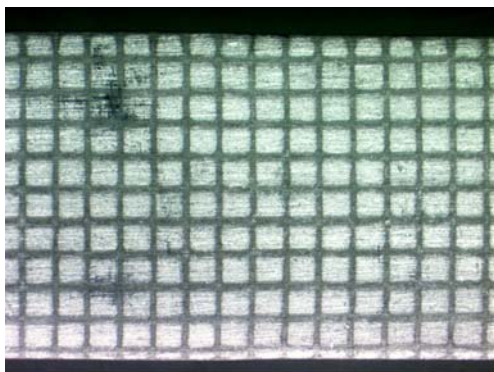


(d)

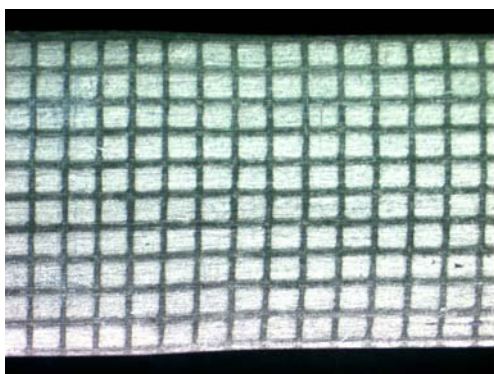


(e)

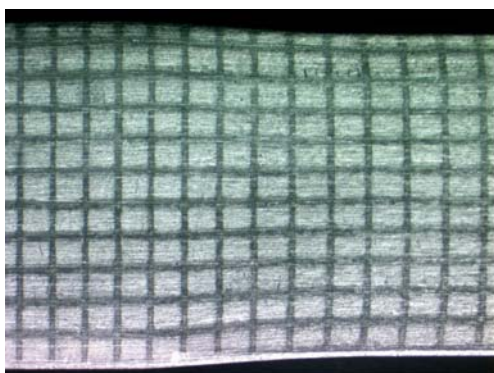
Figura 5.22 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 20^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 20^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$.



(a)

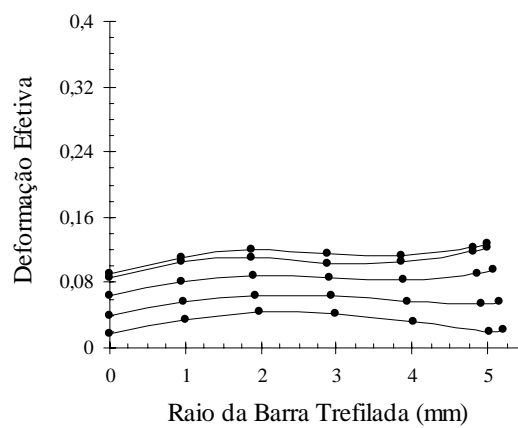


(b)

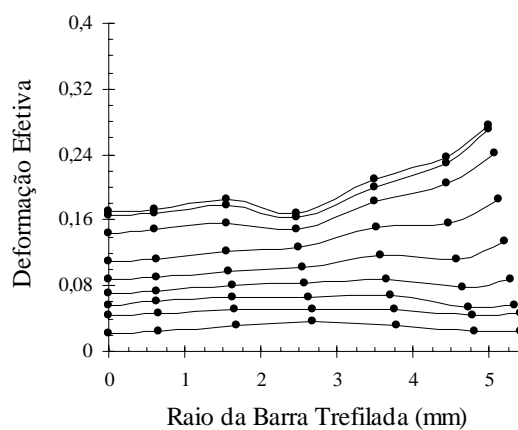


(d)

fotografia da rede na barra
escala
2mm

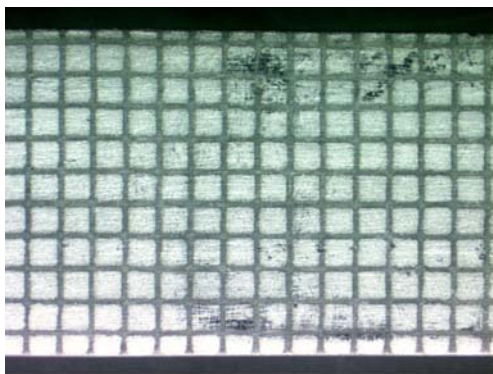


(c)

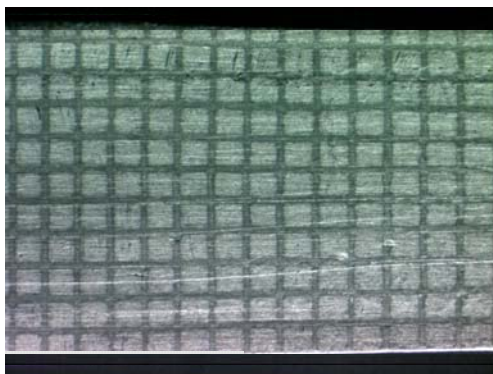


(e)

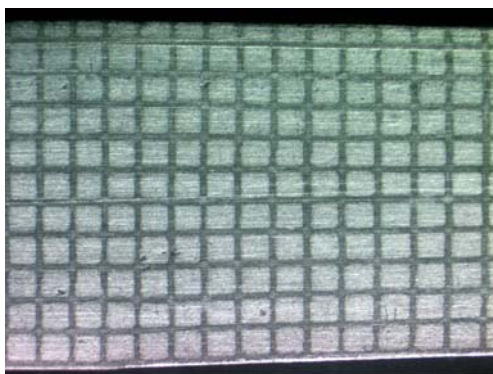
Figura 5.23 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 8^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 8^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 8^\circ$ e $r = 15\%$.



(a)

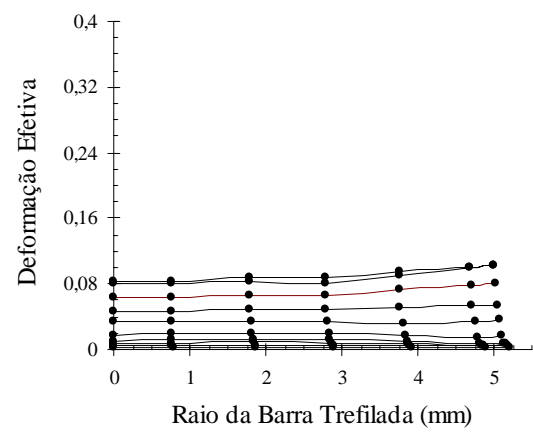


(b)

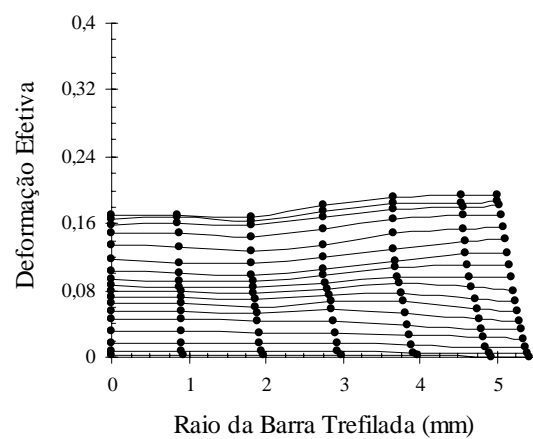


(d)

fotografia da rede na barra
escala
2mm



(c)



(e)

Figura 5.24 - Análise da deformação efetiva ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada, fotografia da rede distorcida e gráfico deformação x raio x posição: (a) $\alpha = 3^\circ / r = 3\%$, (b) e (c) $\alpha = 3^\circ / r = 8\%$, (d) e (e) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$.

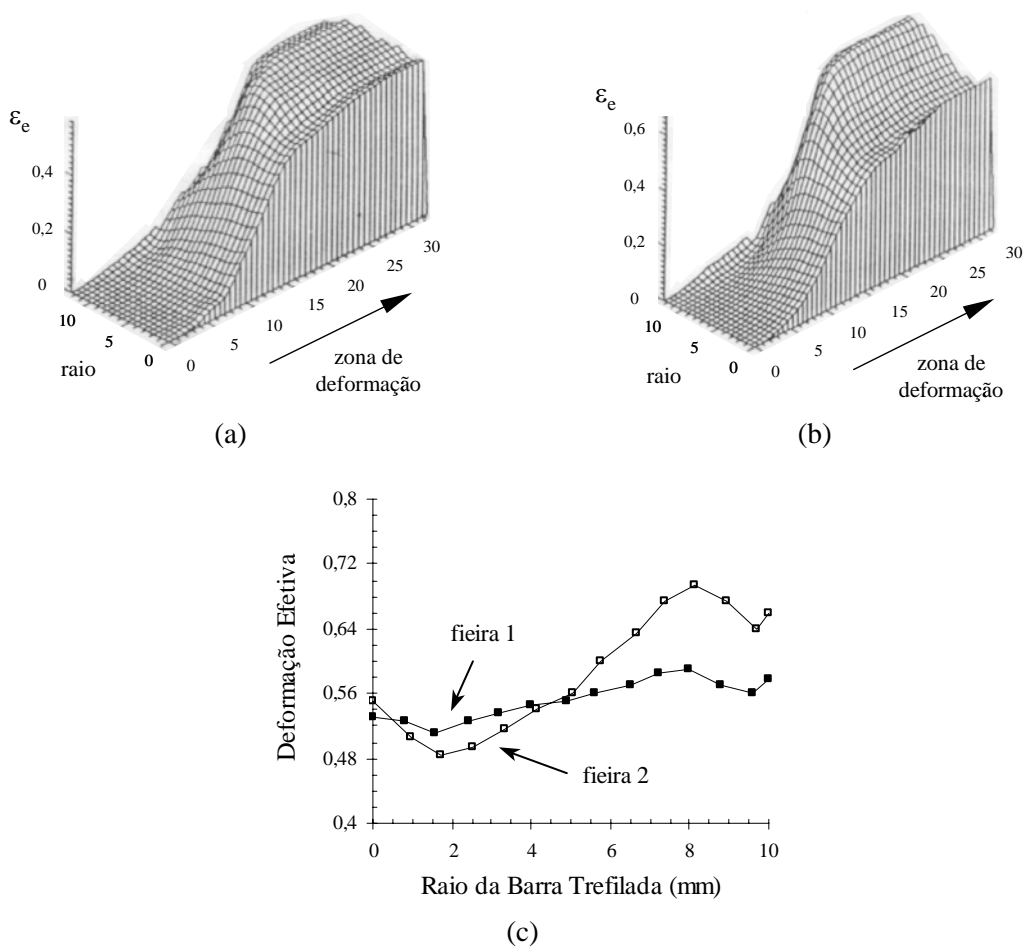


Figura 5.25 - Distribuição de deformação no cobre trefilado ($\alpha = 16^\circ$ e $r = 35\%$) obtida através da técnica de visioelasticidade – fieiras com diferentes formatos na saída do metal: (a) configuração 1, (b) configuração 2 e (c) comparação dos resultados finais⁽⁶⁵⁾.

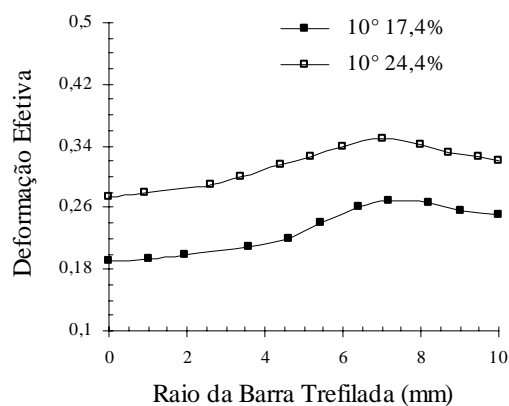


Figura 5.26 - Distribuição de deformação efetiva ao longo da seção transversal de barras de aço inoxidável 304 trefiladas obtida através da técnica de visioelasticidade⁽⁶⁶⁾.

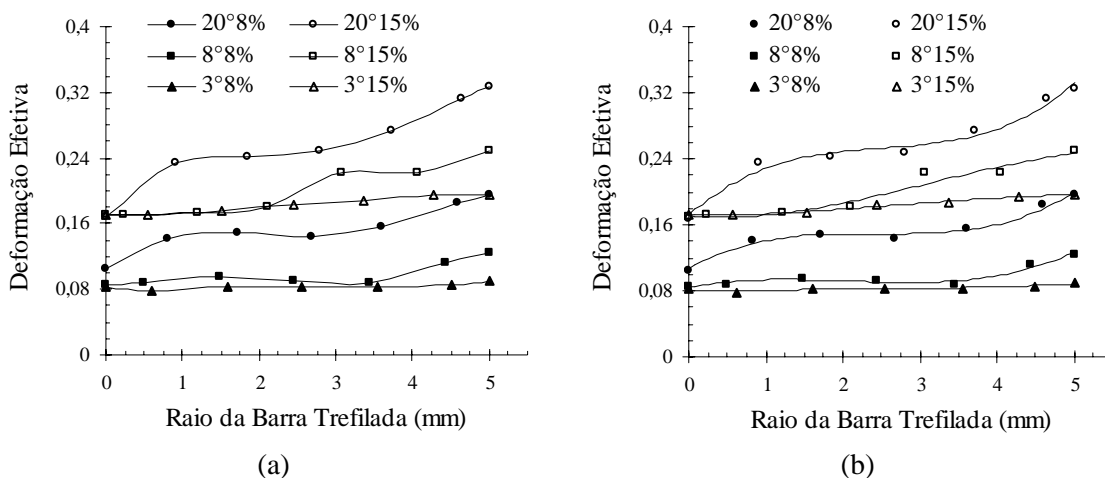


Figura 5.27 - Distribuição de deformação efetiva ao longo do raio (mm) da barra de aço inoxidável 304 trefilada determinada através da técnica de visioelasticidade: (a) dados obtidos e (b) curvas aproximadas por polinômio de 3° grau.

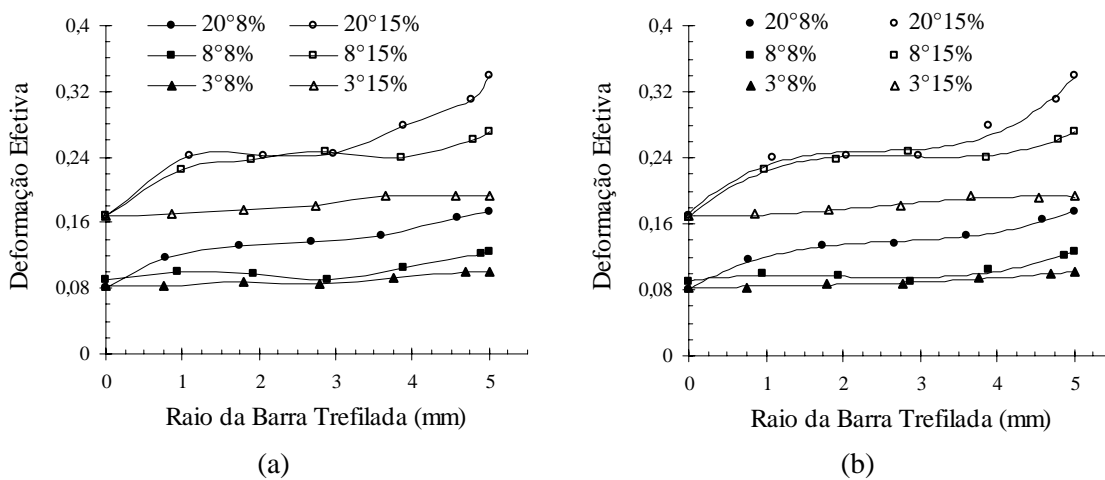


Figura 5.28 - Distribuição de deformação efetiva ao longo do raio (mm) da barra de aço inoxidável 420 trefilada determinada através da técnica de visioelasticidade: (a) dados obtidos e (b) curvas aproximadas por polinômio de 3° grau.

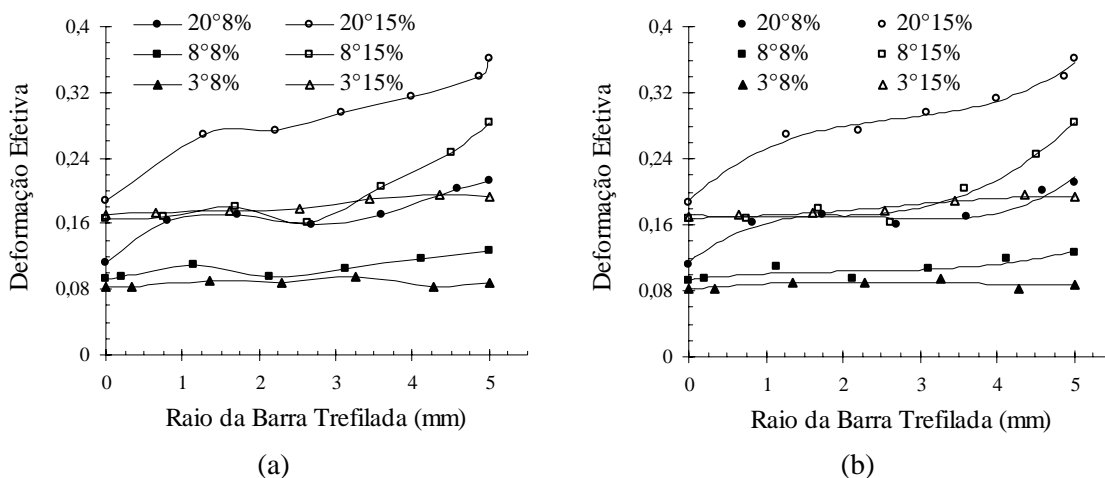


Figura 5.29 - Distribuição de deformação efetiva ao longo do raio (mm) da barra de cobre trefilada determinada através da técnica de visioelasticidade: (a) dados obtidos e (b) curvas aproximadas por polinômio de 3º grau.

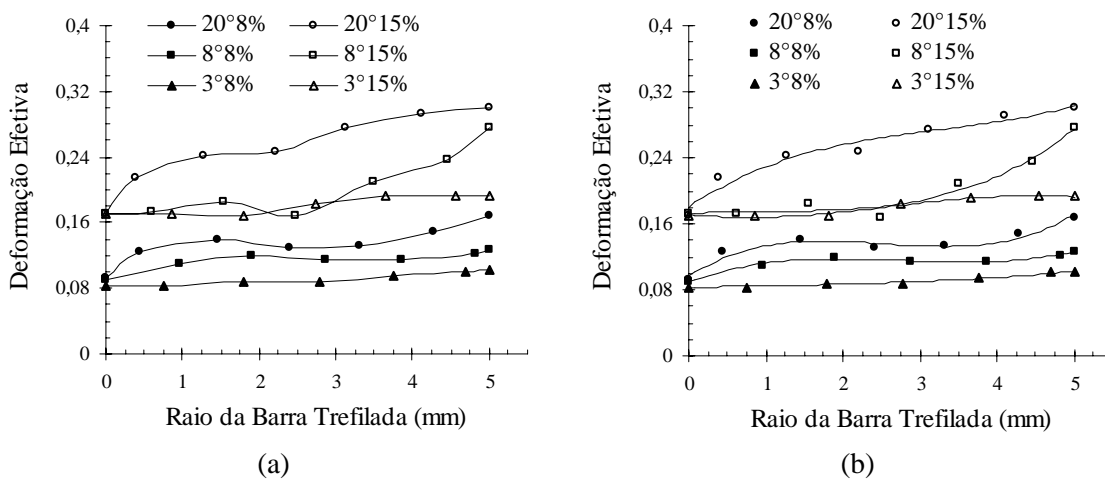


Figura 5.30 - Distribuição de deformação efetiva ao longo do raio (mm) da barra de alumínio trefilada determinada através da técnica de visioelasticidade: (a) dados obtidos e (b) curvas aproximadas por polinômio de 3º grau.

5.3.2. Deformação Média e Coeficiente de Deformação Redundante

A partir das curvas apresentadas nas figuras 5.27 a 5.30 e das expressões ou polinômios correspondentes às mesmas, os valores de deformação média $\epsilon_{\text{visiopl}}$ nas barras trefiladas foram calculados, assim como os coeficientes de deformação redundante ϕ_{visiopl} , estabelecidos de acordo com a expressão 3.5 (tabela V.14). Observa-se que a determinação de $\epsilon_{\text{visiopl}}$ foi conduzida considerando a média do parabolóide de revolução que representa a variação da deformação em todas as regiões ao longo da seção transversal da amostra⁽⁷²⁾.

Tabela V.14 - Deformação média $\epsilon_{\text{visiopl}}$ nas barras trefiladas e coeficiente de deformação redundante ϕ_{visiopl} obtidos através da técnica de visioplasticidade.

condição de trefilação	aço inoxidável 304		aço inoxidável 420		cobre		alumínio	
	$\epsilon_{\text{visiopl}}$	ϕ_{visiopl}	$\epsilon_{\text{visiopl}}$	ϕ_{visiopl}	$\epsilon_{\text{visiopl}}$	ϕ_{visiopl}	$\epsilon_{\text{visiopl}}$	ϕ_{visiopl}
$\alpha = 20^\circ, r = 8\%$	0,158	1,389	0,146	1,754	0,178	2,138	0,139	1,668
$\alpha = 20^\circ, r = 15\%$	0,270	1,664	0,266	1,638	0,302	1,856	0,274	1,683
$\alpha = 8^\circ, r = 8\%$	0,097	1,159	0,104	1,249	0,111	1,336	0,114	1,372
$\alpha = 8^\circ, r = 15\%$	0,214	1,318	0,246	1,514	0,205	1,262	0,209	1,285
$\alpha = 3^\circ, r = 8\%$	0,084	1,007	0,091	1,091	0,090	1,083	0,086	1,031
$\alpha = 3^\circ, r = 15\%$	0,186	1,147	0,186	1,144	0,188	1,155	0,188	1,156

Na figura 5.31 podem ser verificados os dados de coeficiente de deformação redundante ϕ_{visiopl} locados em função do parâmetro Δ , cujos valores foram exibidos na tabela IV.4. Observa-se que para descrever os mesmos foram utilizadas equações de retas, também apresentadas nos gráficos. Outras formulações foram avaliadas (regressões logarítmica, exponencial, de potência) sem, no entanto, apresentar consideráveis alterações no coeficiente de correlação. Dessa forma, optou-se pelo ajuste linear, por ser mais simples e por possibilitar a comparação posterior com a análise realizada através da técnica de superposição das curvas tensão-deformação - expressões 3.15 a 3.17.

Ainda que seja constatada uma certa dispersão nos pontos, os quatro materiais parecem exibir uma relação monotônica crescente entre o coeficiente de deformação redundante e o parâmetro Δ . Em geral, o cobre parece ser o metal para o qual o valor do parâmetro Δ apresenta mais influência na deformação, seguido do aço inoxidável 420 e do alumínio, cujas curvas são muito próximas e, por último, do aço inoxidável 304. Observa-se que, no entanto, os dados relativos a

valores de Δ baixos (especialmente 1,29 e 2,51 - correspondendo às situações onde a operação foi conduzida com $\alpha = 3^\circ$) são similares para os quatro materiais (assim como as porções das retas referentes aos mesmos) e, como esperado, próximos de 1.

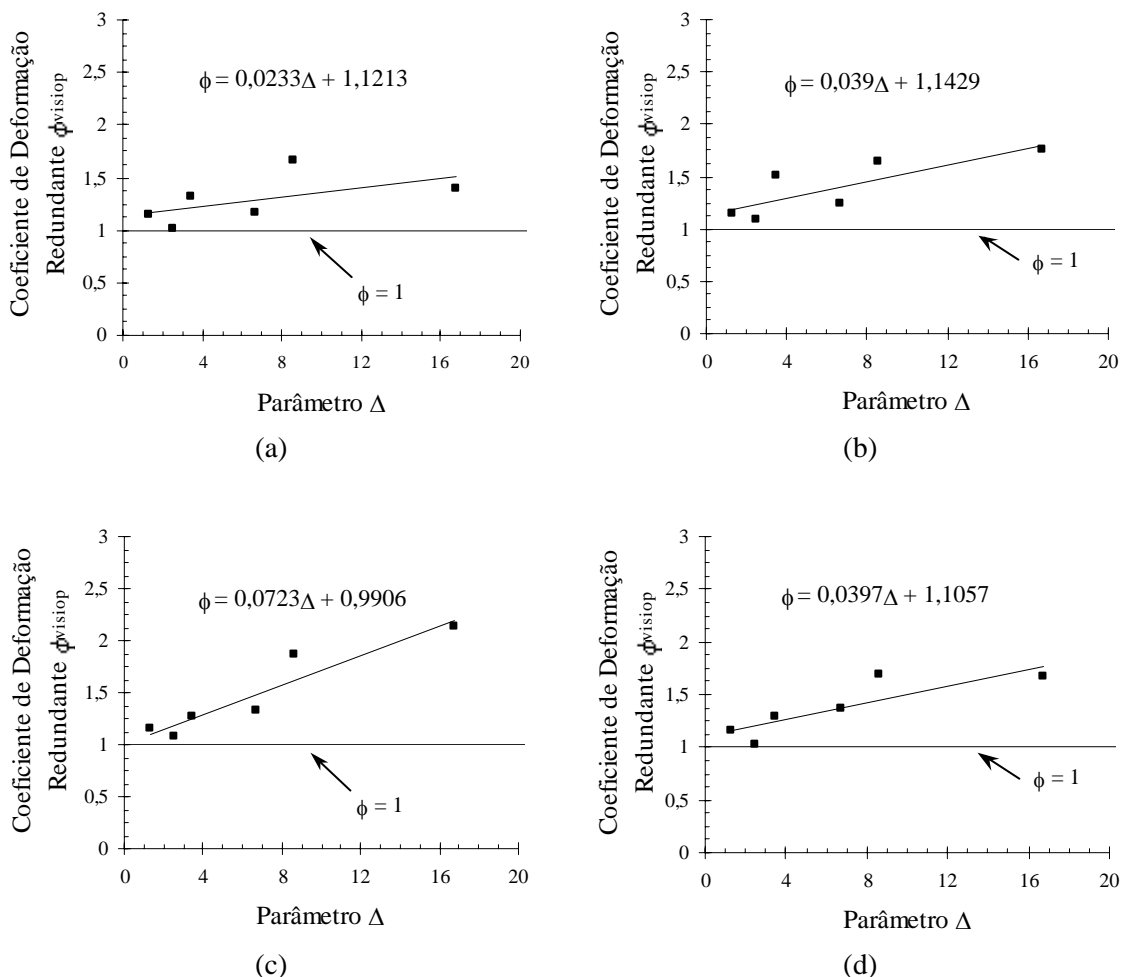


Figura 5.31 - Curvas coeficiente de deformação redundante determinado através da técnica de visioelasticidade ϕ_{visiop} x parâmetro Δ : (a) aço inoxidável 304, (b) aço inoxidável 420, (c) cobre e (d) alumínio.

Na tabela V.15 são apresentados as deformações médias $\varepsilon_{\text{superp}}$ e os coeficientes de deformação redundante ϕ_{superp} determinados através da técnica de superposição das curvas tensão-deformação - critério limite de escoamento a 0,2%⁽⁶⁹⁾. Nota-se que, diferentemente da tabela V.14, são mostrados dados para as situações onde a redução de área no processo foi de 3%. Na figura 5.32 podem ser observadas as curvas ϕ_{superp} x parâmetro Δ , também acompanhadas das expressões lineares correspondentes às mesmas.

Tabela V.15 - Deformação média $\varepsilon_{\text{superp}}$ nas barras trefiladas e coeficiente de deformação redundante ϕ_{superp} obtidos através da superposição das curvas tensão-deformação.

condição de trefilação	aço inoxidável 304		aço inoxidável 420		cobre		alumínio	
	$\varepsilon_{\text{superp}}$	ϕ_{superp}	$\varepsilon_{\text{superp}}$	ϕ_{superp}	$\varepsilon_{\text{superp}}$	ϕ_{superp}	$\varepsilon_{\text{superp}}$	ϕ_{superp}
$\alpha = 20^\circ, r = 3\%$	0,055	1,795	0,010	0,338	0,041	1,362	0,050	1,638
$\alpha = 20^\circ, r = 8\%$	0,151	1,810	0,073	0,880	0,123	1,469	0,118	1,409
$\alpha = 20^\circ, r = 15\%$	0,195	1,198	0,088	0,541	0,188	1,156	0,287	1,764
$\alpha = 8^\circ, r = 3\%$	0,034	1,130	0,014	0,469	0,030	0,985	0,050	1,632
$\alpha = 8^\circ, r = 8\%$	0,094	1,128	0,056	0,672	0,090	1,079	0,100	1,205
$\alpha = 8^\circ, r = 15\%$	0,156	0,963	0,097	0,599	0,149	0,918	0,197	1,211
$\alpha = 3^\circ, r = 3\%$	0,019	0,616	0,020	0,656	0,020	0,646	0,055	1,795
$\alpha = 3^\circ, r = 8\%$	0,075	0,897	0,076	0,915	0,078	0,932	0,229	2,741
$\alpha = 3^\circ, r = 15\%$	0,200	1,228	0,148	0,910	0,163	1,005	0,332	2,045

Um exame geral dos gráficos permite basicamente três observações. A primeira se refere à ordem dos valores de coeficiente de deformação redundante: o alumínio e o aço inoxidável 304 exibem maiores resultados de ϕ_{superp} (com algumas exceções), seguidos do cobre e, por último, do aço inoxidável 420. A segunda está associada à variação de ϕ_{superp} com Δ : o aço inoxidável 304 e o cobre apresentam uma relação crescente entre as duas variáveis, contrário do que ocorre para o aço inoxidável 420 e o alumínio. Por fim, verifica-se que, de acordo com o metal e com as condições de trefilação, os valores de coeficiente de deformação redundante podem ser inferiores a 1: para o aço inoxidável 420 o fenômeno acontece em todas as situações, independente do valor de Δ , e para o aço inoxidável 304 e o cobre o fato é observado para dados entre 2,51 e 6,88.

Antes de analisar os resultados descritos acima, é importante lembrar o princípio da técnica utilizada nos cálculos. A obtenção da deformação média no processo (e conseqüentemente do coeficiente de deformação redundante) é realizada a partir da comparação entre as curvas de tração das barras recozida e trefilada: a tensão de escoamento da última seria equivalente a um determinado valor na curva de tração do metal não conformado correspondente a $\varepsilon_{\text{superp}}$ (figura 3.46).

Dessa forma, observa-se que o método é baseado no comportamento mecânico subsequente da amostra previamente processada, ou seja, na resposta do material submetido a uma mudança no caminho de deformação de trefilação para tração. Conforme havia sido descrito na seção 3.1, as

tensões iniciais de fluxo durante recarregamento são um dos fatores mais afetados neste tipo de experimentos. Portanto, os resultados mostrados na figura 5.32 são questionáveis em termos de previsão da deformação média na operação, representando, entretanto, um indicativo do encruamento dos metais no segundo estágio de deformação.

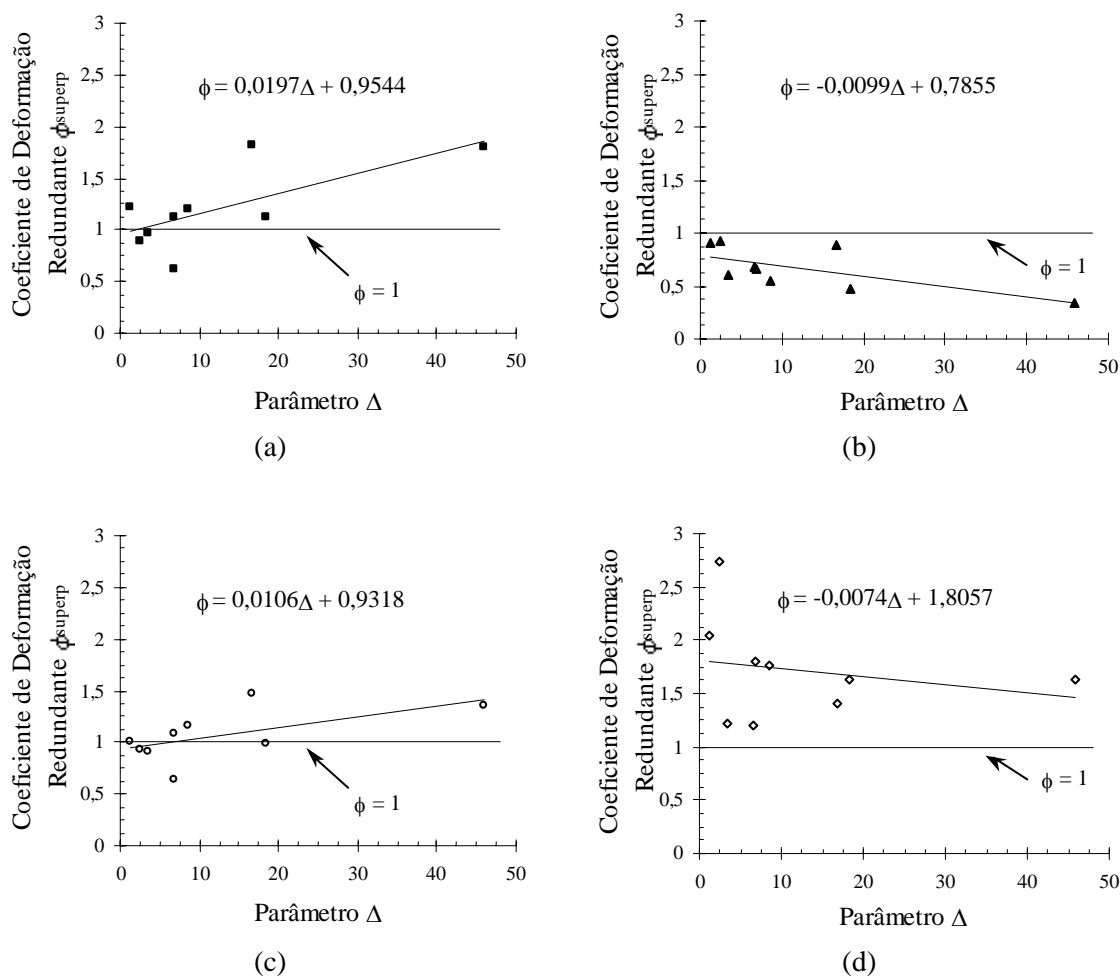


Figura 5.32 - Curvas coeficiente de deformação redundante determinado através da técnica de superposição das curvas tensão-deformação ϕ_{superp} x parâmetro Δ : (a) aço inoxidável 304, (b) aço inoxidável 420, (c) cobre e (d) alumínio.

Dentro deste contexto, os dados relativos às barras treiladas devem ser analisados considerando dois fatores. O primeiro está associado à deformação média propriamente dita no processo, cujos valores são superiores à deformação externa da amostra (como é mostrado na tabela V.14), provocando, em comparação com o corpo de prova apenas tracionado, o endurecimento do metal. O outro aspecto a ser observado, já mencionado no parágrafo anterior, é a alteração da trajetória de deformação, que pode acentuar os efeitos de ϵ_e , levando a uma elevação no encruamento do

material trefilado durante a tração posterior ou, até mesmo, reverter a situação, causando a diminuição da resistência mecânica do mesmo. A descrição detalhada dos fenômenos, tanto em termos mecânicos como subestruturais, será discutida nas seções seguintes, ao longo do trabalho.

Voltando aos resultados exibidos na figura 5.32, verifica-se a ocorrência de distintos valores de ϕ_{superp} para uma mesma condição de processamento de acordo com o material (como citado, os dados do alumínio, do aço inoxidável 304, do cobre e do aço inoxidável 420 se apresentam, de maneira geral, em seqüência decrescente), sugerindo que uns metais encruam mais na trefilação que os outros. Considerando os valores da viscoplasticidade (supostamente próximos do real), constata-se que essa desigualdade de comportamento não poderia ser justificada apenas pela ocorrência de diferentes magnitudes de deformação na trefilação pois, para algumas situações (por exemplo, quando Δ é pequeno), $\varepsilon_{\text{visiopl}}$ é similar para os quatro metais e $\varepsilon_{\text{superp}}$ não, evidenciando, portanto, a influência do caminho de deformação nos dados.

A obtenção de valores de ϕ_{superp} inferiores à unidade, como é verificado para o aço inoxidável 420 em todas as condições de operação e para o aço inoxidável 304 e o cobre para $\alpha = 3^\circ/r = 3\%$ e 8% e $\alpha = 8^\circ/r = 15\%$, confirma o fenômeno descrito anteriormente. A aplicação dos esforços trativos nas amostras trefiladas parece gerar uma certa instabilidade na estrutura interna do material que não só leva à minimização dos efeitos da deformação prévia como também ao amaciamento do mesmo. Dessa forma, o metal encrua menos submetido à trefilação seguida de tração do que somente tracionado.

Por fim, também em relação à análise das curvas exibidas na figura 5.32, ressalta-se que a ocorrência de uma relação decrescente entre os valores de coeficiente de deformação redundante e parâmetro Δ ainda não havia sido apresentada em outros trabalhos sobre tema^(47,69,70,72) (cujos resultados, no entanto, abrangem valores de Δ até cerca de 20), já indicando, inclusive, alguma similaridade entre o comportamento mecânico do alumínio e do aço inoxidável 420 (em contraste com o aço inoxidável 304 e o cobre).

Ainda considerando o estudo da deformação através da técnica de superposição das curvas tensão-deformação, uma estimativa dos resultados de coeficiente de deformação redundante para os materiais do trabalho foi realizada através da formulação desenvolvida por CADDELL & ATKINS⁽⁴⁷⁾. As curvas de escoamento à tração das amostras recozidas (figuras 5.9 a 5.12) foram aproximadas da equação de Hollomon e as expressões 3.15 a 3.17 foram determinadas para cada metal, conforme pode ser observado na tabela V.16.

Na figura 5.33 é mostrada a comparação dos valores de ϕ obtidos através dos dois métodos utilizados no trabalho, viscoplasticidade e superposição - dados experimentais e expressão de CADDELL & ATKINS. Nota-se que são exibidos resultados relativos a Δ até apenas 16,75 para as

três abordagens, fato justificado pela determinação das deformações médias $\varepsilon_{\text{visiop}}$ somente para seis condições de trefilação, excluindo as situações nas quais o parâmetro geométrico é igual a 6,88, 18,34 e 45,84. Para um confronto apropriado das técnicas, também não são apresentados os resultados obtidos através da superposição referentes a esses dados. Em consequência disso, observa-se que as retas associadas a ϕ_{superp} da figura 5.33 são um pouco diferentes daquelas provenientes da figura 5.32 (porém com a mesma tendência ou comportamento), adequando-se melhor aos pontos que restaram.

Tabela V.16 - Parâmetros para a determinação da expressão $\phi \times \Delta$ desenvolvida a partir do trabalho de CADDELL & ATKINS⁽⁴⁷⁾.

material	equação de Hollomon $\sigma = \sigma_0 \varepsilon^m$		expressão CADDELL & ATKINS $\phi = C_1 + C_2 \Delta$	
	σ_0	m	C_1	C_2
aço inoxidável 304	1284,2	0,425	0,866	0,143
aço inoxidável 420	1060,1	0,165	0,677	0,071
cobre	483,2	0,380	0,925	0,139
alumínio	147,0	0,132	0,775	0,066

Comparando os resultados relativos aos dados experimentais de superposição das curvas $\sigma \times \varepsilon$ e à expressão determinada através dos termos da equação de Hollomon, verifica-se que, em geral, a equação obtida empiricamente superestima os valores de ϕ para os materiais e condições de processamento considerados neste trabalho. Ainda que a análise anterior tenha sido conduzida com distintos metais, alguns cujas características estruturais são, a princípio, similares ao aço inoxidável 304 e ao alumínio, outros fatores poderiam afetar o comportamento dos mesmos e, conseqüentemente, as expressões para o cálculo de ϕ . A influência de aspectos estruturais, tais como o tamanho de grão inicial das amostras e a textura cristalográfica, e de parâmetros das operações envolvidas, como a velocidade ou taxa de deformação, devem ser avaliados. No caso da taxa de deformação e do aço inoxidável 304, por exemplo, já foi constatada a influência da mesma na transformação martensítica decorrente da deformação plástica e, portanto, no comportamento mecânico do material⁽¹⁰²⁾.

Por último, observando as diferenças entre ϕ_{visiop} e ϕ_{superp} , verifica-se que, com exceção do alumínio, os resultados são mais próximos para valores de Δ baixos.

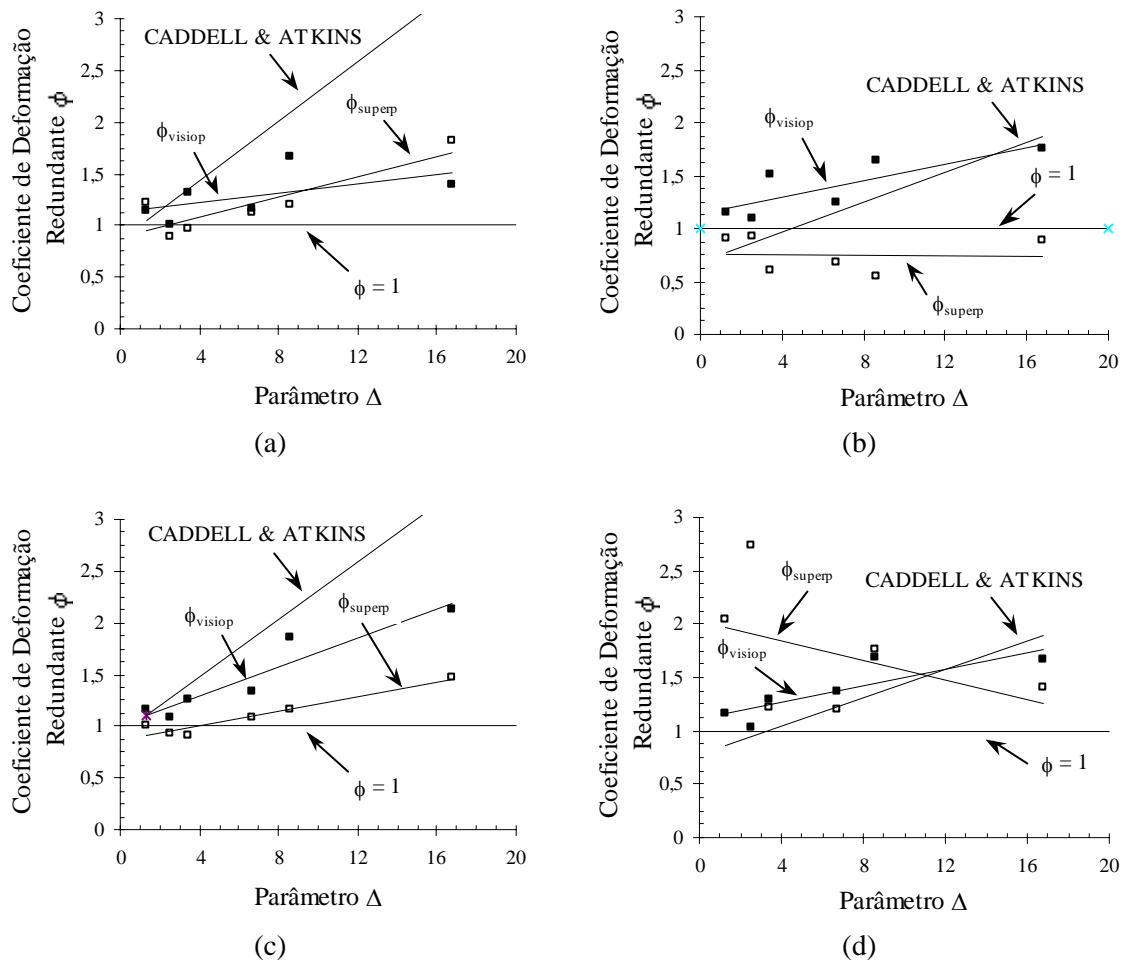


Figura 5.33 - Curvas coeficiente de deformação redundante determinado através das técnicas de visioelasticidade e superposição das curvas tensão-deformação x parâmetro Δ : (a) aço inoxidável 304, (b) aço inoxidável 420, (c) cobre e (d) alumínio.

5.4. Comportamento Mecânico dos Materiais Trefilados

5.4.1. Curvas de Escoamento das Barras Trefiladas

5.4.1.1. Análise da Redução de Área

Nas figuras 5.34 a 5.37 são apresentadas as curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva dos quatro metais trefilados, organizadas de acordo com o semi-ângulo de fieira, de forma a possibilitar a avaliação dos efeitos da redução de área do processo no comportamento à tração das barras.

Conforme esperado, para um mesmo valor de α , para todos os materiais e condições de operação, os resultados das amostras trefiladas com $r = 15\%$ estão acima dos demais, seguidos dos dados dos corpos de prova processados com $r = 8\%$ e, por fim, com $r = 3\%$. Verifica-se que, em geral, as diferenças entre as curvas são mais pronunciadas para a porção inicial das mesmas. Na medida em que a deformação na tração aumenta, os resultados se tornam mais próximos, com exceção do aço inoxidável 304. Ainda em relação ao processamento uniforme dos metais trefilados, observa-se que as curvas parecem ser paralelas, ou seja, as taxas de encruamento são similares, especialmente para valores de $r = 8\%$ e 15% .

O comportamento descrito acima já mostra de maneira discreta os efeitos do caminho de deformação no encruamento das barras trefiladas. O início da curva de escoamento estaria associado ao momento no qual ocorreria a desestabilização da subestrutura formada anteriormente que, na medida em que o ensaio fosse conduzido, tenderia para aquela correspondente à tração pura do material. Valores de pré-deformação distintos (para um mesmo semi-ângulo de fieira), no caso reduções de área de 8% e de 15% , levariam à obtenção de estruturas diversas em termos quantitativos, ou seja, sem grandes alterações na morfologia observada, o que poderia justificar tanto as diferenças em termos de resultados de tensão efetiva como a similaridade nas taxas de encruamento. A dissolução inicial e a evolução das discordâncias nas barras trefiladas se dariam de maneira semelhante. Para o caso dos corpos de prova com $r = 3\%$, a pequena deformação imposta levaria ao desenvolvimento de uma estrutura mais “suave” que, mesmo passando também por um processo de decomposição parcial, implicaria na evolução e, conseqüentemente, na ocorrência de taxas de encruamento distintas. Por fim, após o período inicial, a aproximação das curvas de escoamento estaria relacionada à formação de arranjos internos similares. Ressalta-se que, para o aço inoxidável 304, este fenômeno não é observado visto que, além dos aspectos relativos ao modo de deformação das amostras, a ocorrência de transformação martensítica durante a deformação plástica aparece como um fator a acentuar o encruamento das barras.

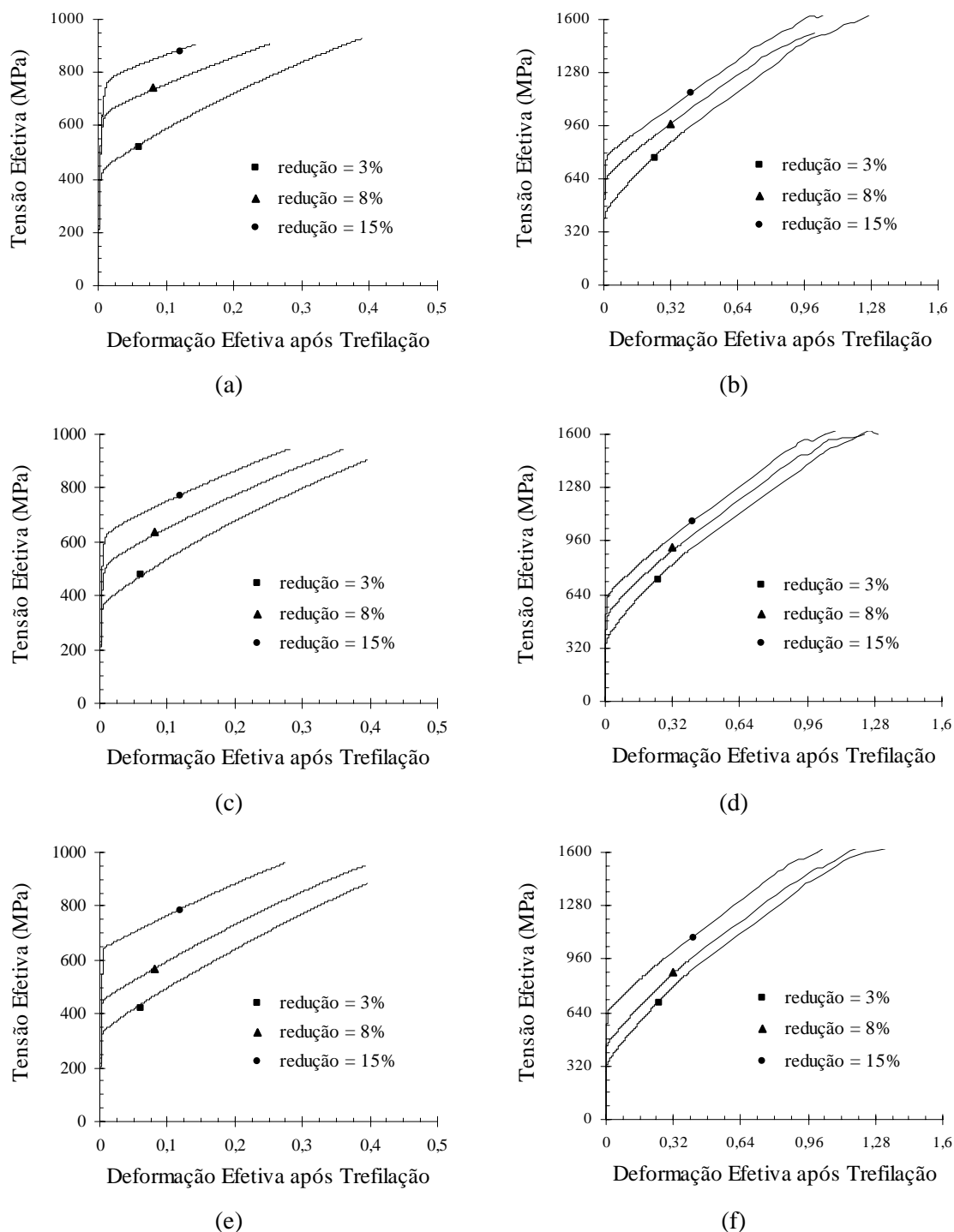


Figura 5.34 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) e (b) semi-ângulo $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$.

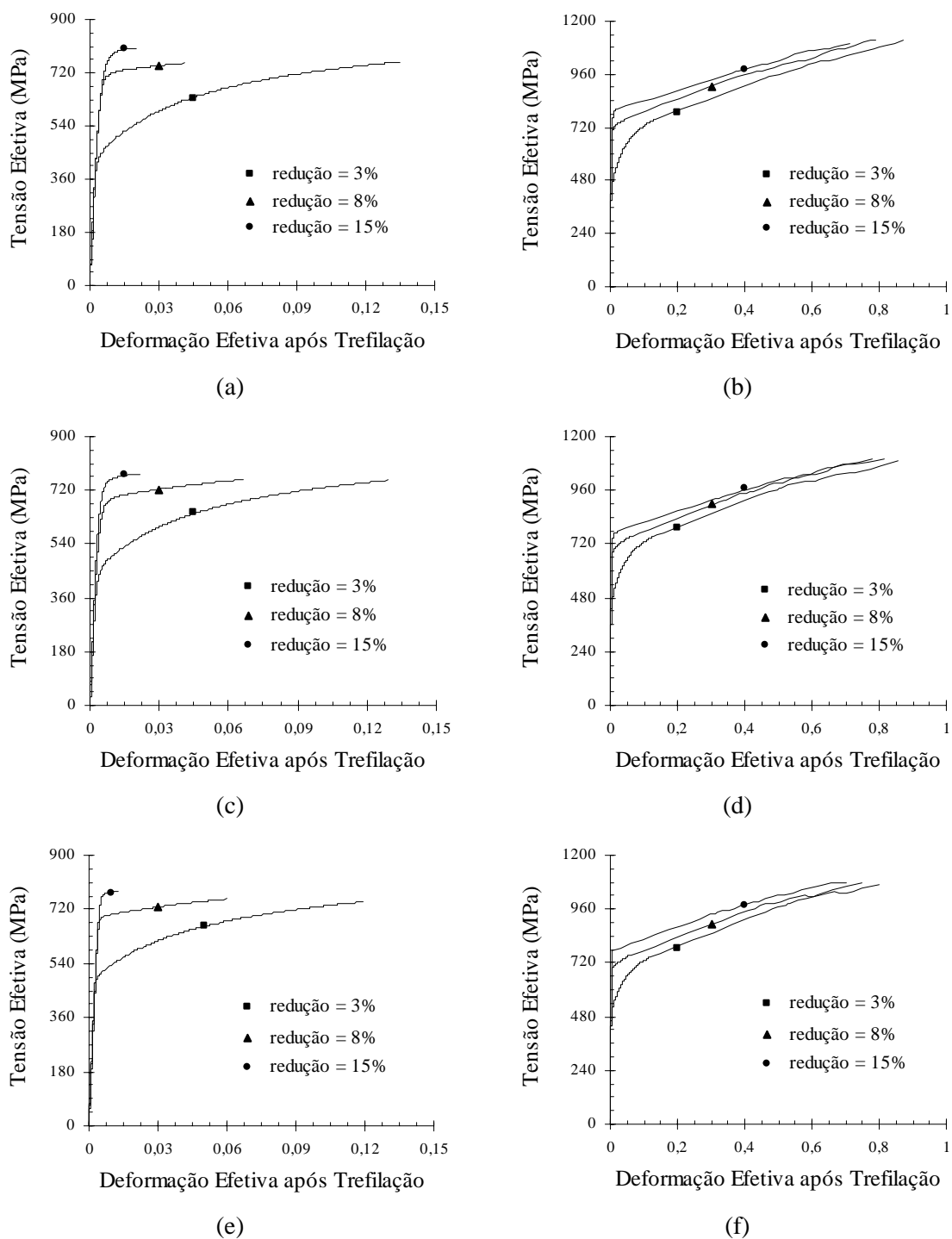


Figura 5.35 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de aço inoxidável 420 trefiladas: (a) e (b) semi-ângulo $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$.

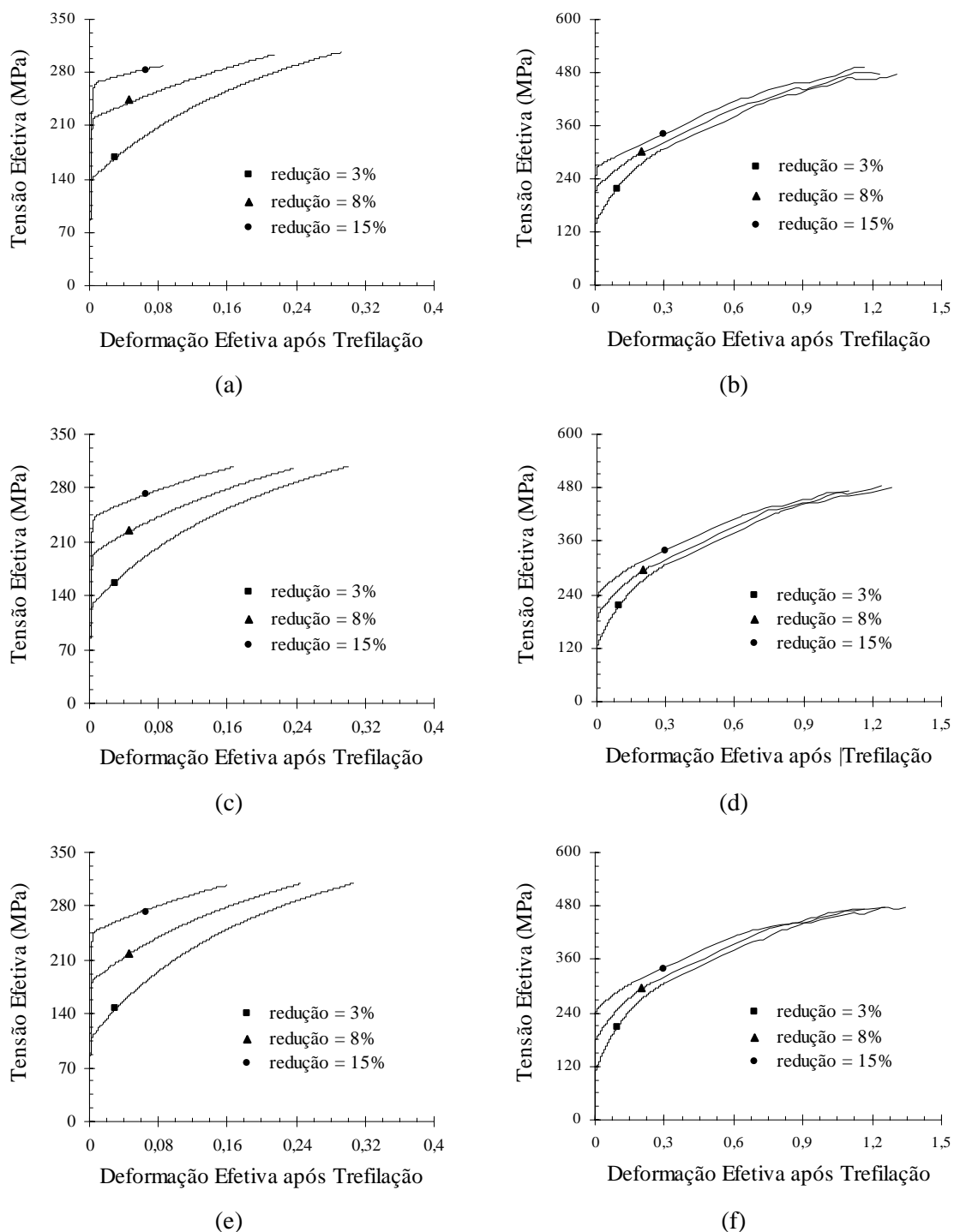


Figura 5.36 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de cobre trefiladas: (a) e (b) semi-ângulo $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$.

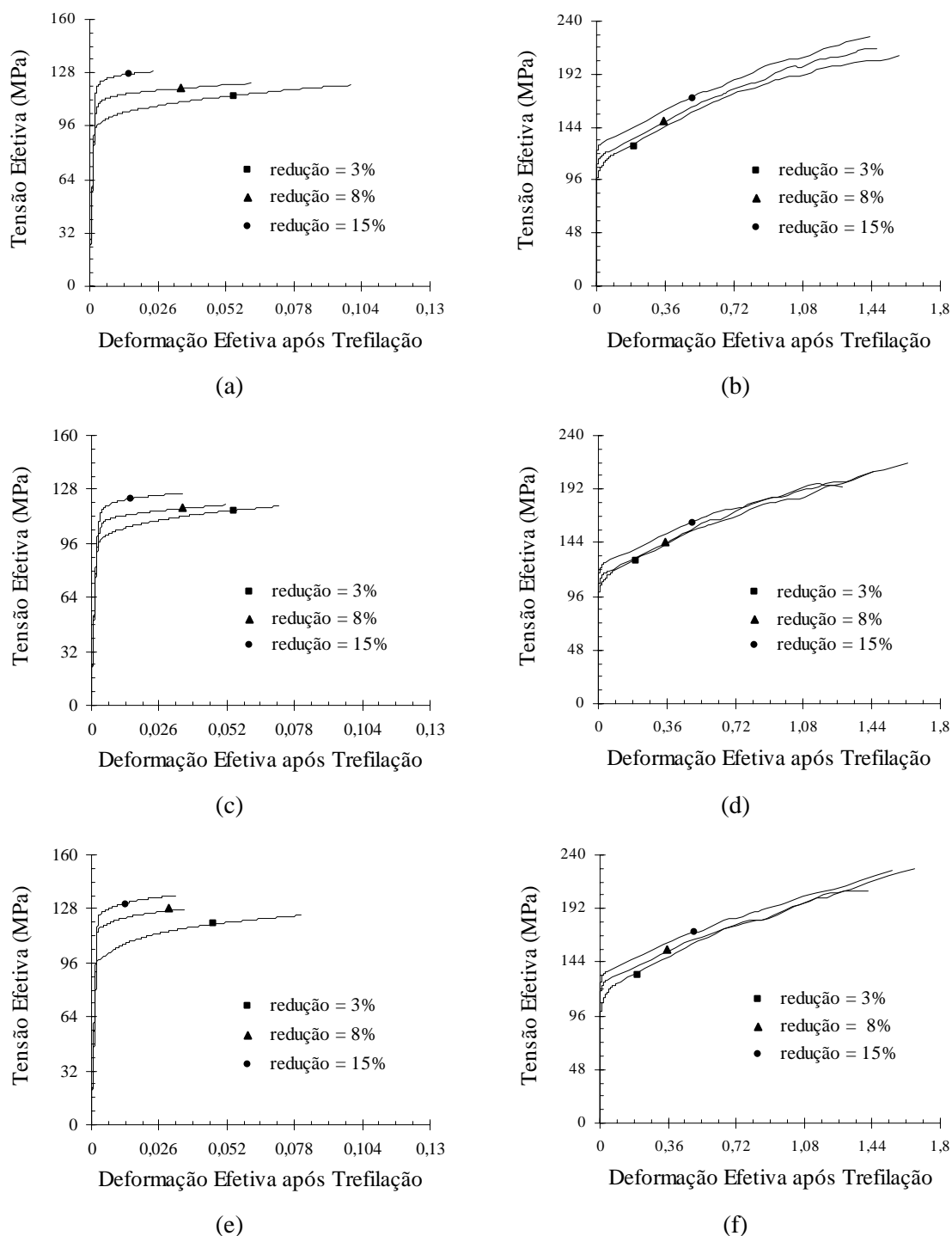


Figura 5.37 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de alumínio trefiladas: (a) e (b) semi-ângulo $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$.

5.4.1.2. Análise do Semi-Ângulo de Fieira

Nas figuras 5.38 a 5.41 são exibidas novamente as curvas de escoamento das amostras de aço inoxidável 304, aço inoxidável 420, cobre e alumínio trefiladas, agora dispostas de acordo com a redução de área no processo.

Em geral, verifica-se que a influência da variação do semi-ângulo de fieira no comportamento mecânico dos quatro metais é consideravelmente menor do que os efeitos de alterações no valor de r , especialmente para o aço inoxidável 420 e o cobre. A princípio, ao analisar as deformações médias calculadas através da visioelasticidade (seção 5.3), observa-se uma certa coerência nestes resultados, visto que a utilização de distintas reduções de área (para um mesmo α) representaria uma alteração um pouco mais significativa nos valores de pré-deformação que a análise de diferentes semi-ângulos para um determinado r . No entanto, considerando a proximidade das curvas dos já mencionados aço inoxidável 420 e cobre e as menores, porém razoáveis diferenças em ϵ_m , conclui-se que esse dado não deve ser o único fator a ditar o comportamento subsequente do material trefilado, remetendo novamente à questão do caminho de deformação, como já havia sido mencionado na seção 5.3.2.

A utilização de semi-ângulos distintos durante a trefilação não implica somente na formação de diferentes perfis de deformação. Ao avaliar o encruamento das barras no ensaio de tração posterior (caracterizando uma seqüência de experimentos de tração/cisalhamento seguidos de tração), dependendo dos parâmetros da operação, mudanças no caminho de deformação de diferentes magnitudes podem ser conduzidas, visto que a intensidade de esforços cisalhantes no processo de trefilação deverá variar com o valor de α .

Ressalta-se que a importância da magnitude de mudanças na trajetória de deformação foi constatada em outros trabalhos, através do estudo do processamento de chapas de cobre^(103,104) e aço IF⁽¹⁰⁵⁾, aparecendo como um dos fatores determinantes do comportamento mecânico de materiais metálicos pré-processados. As investigações, que apresentaram inclusive uma variável para a situação definida como o cosseno do ângulo entre os vetores associados às duas deformações sucessivas, mostraram que as tensões iniciais de fluxo dependeriam principalmente deste parâmetro⁽¹⁰⁶⁾.

Ainda observando as curvas tensão efetiva-deformação efetiva das figuras 5.38 a 5.41, verifica-se que as diferenças entre os resultados das amostras trefiladas com os três semi-ângulos parecem ser mais pronunciadas nas porções relativas ao início dos testes ou seja, nas tensões de recarregamento, principalmente para o aço inoxidável 420 e o cobre, fazendo referência aos resultados da literatura citados acima.

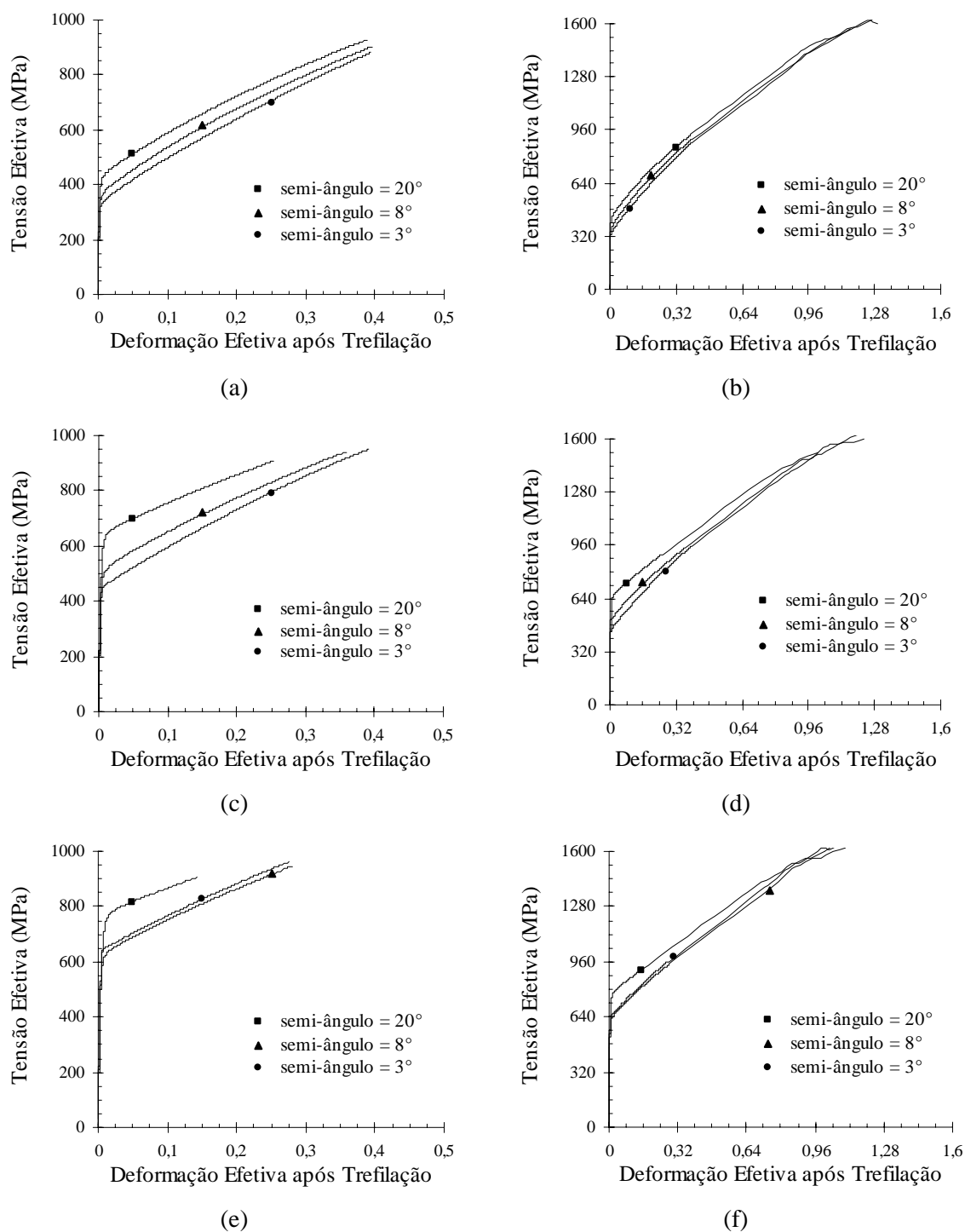


Figura 5.38 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) e (b) redução $r = 3\%$, (c) e (d) $r = 8\%$, (e) e (f) $r = 15\%$.

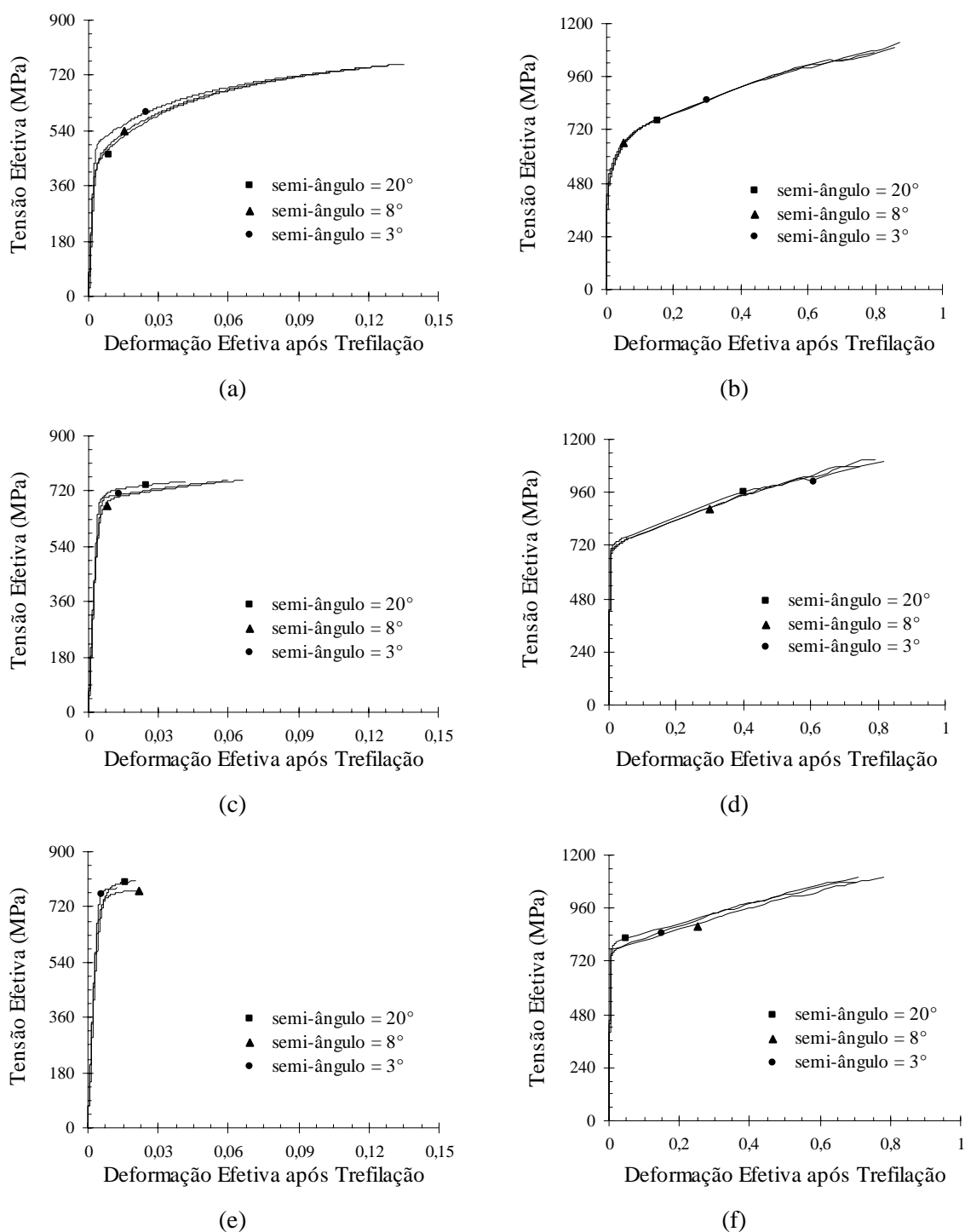


Figura 5.39 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de aço inoxidável 420 trefiladas: (a) e (b) redução $r = 3\%$, (c) e (d) $r = 8\%$, (e) e (f) $r = 15\%$.

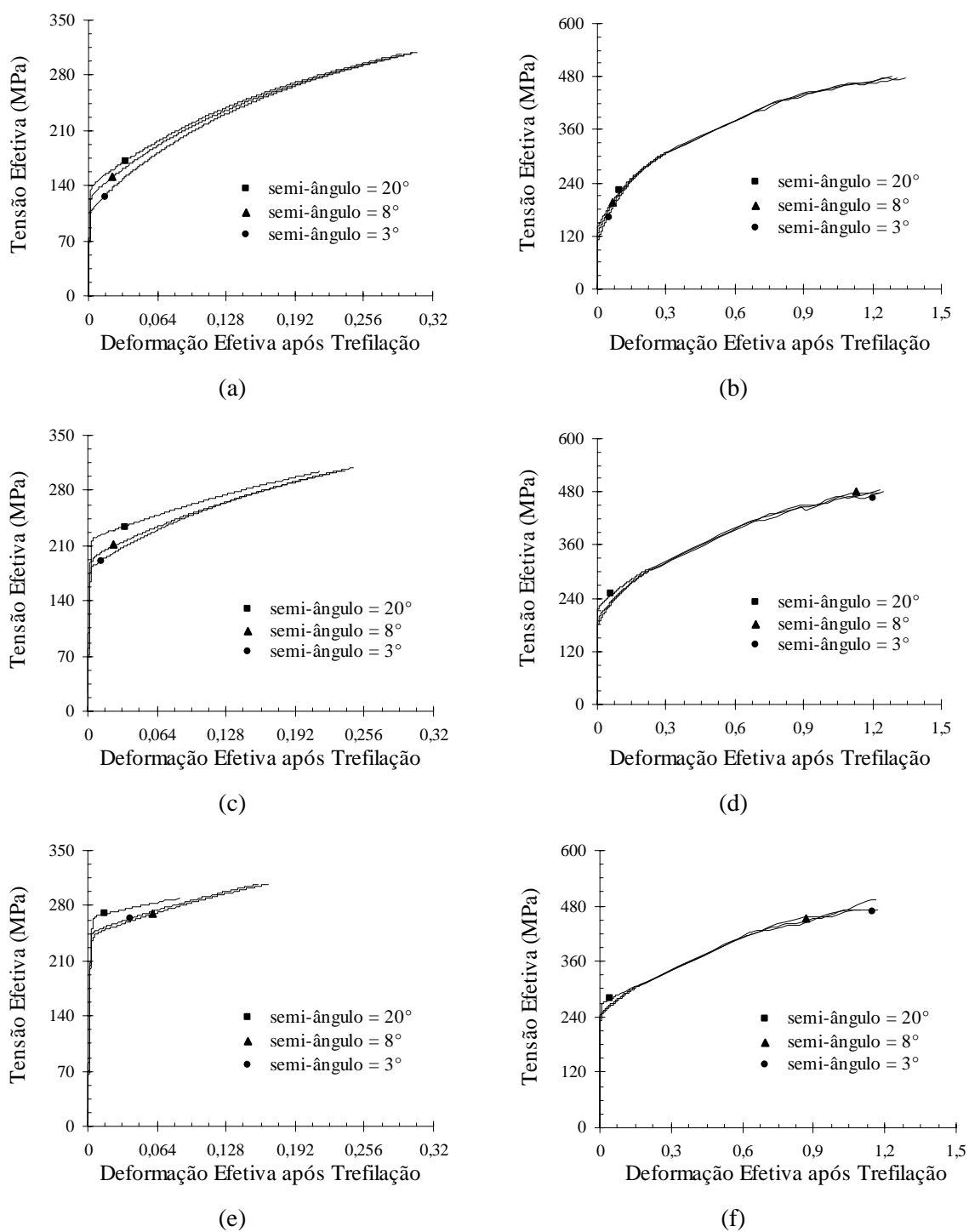


Figura 5.40 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de cobre trefiladas: (a) e (b) redução $r = 3\%$, (c) e (d) $r = 8\%$, (e) e (f) $r = 15\%$.

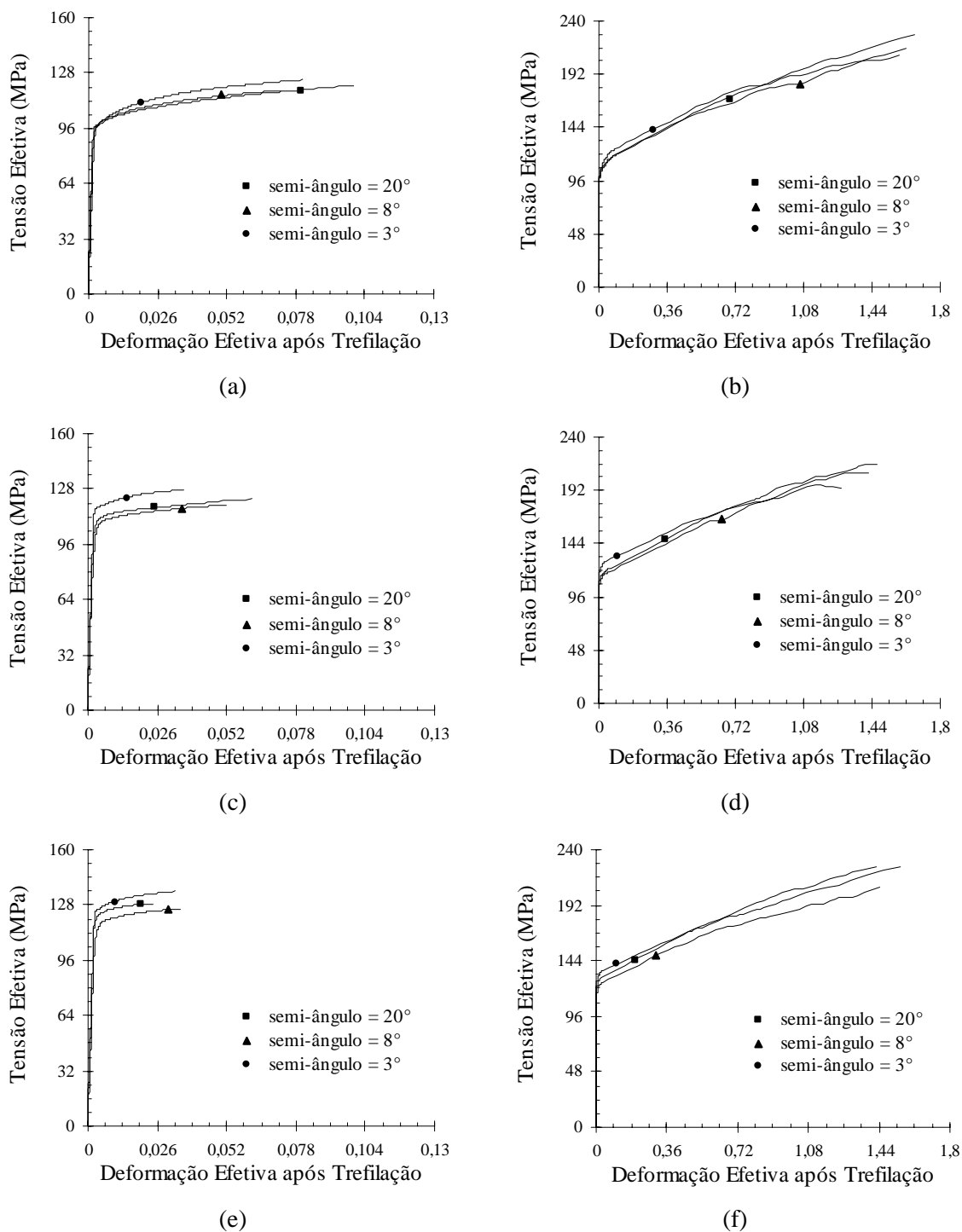


Figura 5.41 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras de alumínio trefiladas: (a) e (b) redução $r = 3\%$, (c) e (d) $r = 8\%$, (e) e (f) $r = 15\%$.

Examinando os gráficos em detalhes, outros aspectos podem ser analisados. Para o aço inoxidável 304 (figura 5.38), as curvas de escoamento das barras trefiladas com $\alpha = 20^\circ$ ficaram acima das demais para as três reduções de área consideradas no trabalho. Para $r = 3\%$ e $r = 8\%$, a seguir vieram os resultados relativos a $\alpha = 8^\circ$ e 3° . Com a redução de 15%, a seqüência foi invertida: abaixo da curva de escoamento à tração das amostras pré-deformadas com $\alpha = 20^\circ$ vieram os dados de $\alpha = 3^\circ$ e 8° . Observa-se também que, com exceção dos experimentos associados a $r = 3\%$, as respostas dos corpos de prova trefilados com semi ângulo de 8° e 3° ficaram relativamente próximas, tanto em termos de deformação uniforme como na curva completa do metal.

Comportamento mecânico análogo ao do aço inoxidável 304 é verificado para as barras de cobre (figura 5.40). Dessa forma, mais uma vez (vide os resultados relativos a ϕ_{superp} exibidos na seção 5.3.2), é observada similaridade no processamento de amostras pré-deformadas dos dois materiais, que apresentam aspectos estruturais e características de encruamento durante a deformação monotônica semelhantes. Salienta-se que, no entanto, as curvas de tração das barras de cobre praticamente se sobrepõem na medida em que o ensaio é conduzido, fato não mostrado pelo primeiro metal.

Em constraste com os materiais descritos anteriormente, para o aço inoxidável 420 a seqüência das curvas de escoamento das amostras trefiladas mudou com o valor de redução de área na operação (figura 5.39). Para $r = 3\%$, os resultados de tensão das barras trefiladas com semi-ângulo de 3° ficaram acima dos outros, seguidos de $\alpha = 8^\circ$ e 20° . Contudo, ao avaliar o comportamento dos corpos de prova ao longo de todo ensaio, não é possível distinguir diferença entre os dados. Para as demais reduções de área, $\alpha = 20^\circ$ levou a um encruamento superior do metal, acima das curvas relativas a $\alpha = 3^\circ$ e 8° .

Os dados provenientes dos testes nas amostras de alumínio (figura 5.41) mostraram que o uso de semi-ângulo de 3° na operação levou a um endurecimento superior das barras, seguido de $\alpha = 20^\circ$ e 8° para as três reduções de área (com exceção da região inicial da curva do metal processado com $r = 3\%$, onde os dados associados a $\alpha = 8^\circ$ ficou ligeiramente acima daqueles relacionados a $\alpha = 20^\circ$). Portanto, observa-se que, para esta situação, o material apresentou comportamento mecânico distinto dos demais, mesmo do aço inoxidável 420 (menos para redução de 3%), cujo encruamento, a princípio, seria relativamente similar. Conforme citado na seção 4.3, ambos metais, alumínio e aço inoxidável 420, estariam associados à formação de estrutura celular em decorrência dos processos de recuperação dinâmica durante a deformação simples. No entanto, para o aço inoxidável 420, a presença do carboneto de cromo na forma de precipitados (e talvez sulfeto de manganês) dispersos na matriz ferrítica certamente está afetando o comportamento do mesmo, cujos resultados ora parecem estar próximos do aço inoxidável 304 e do cobre ora parecem ser semelhantes ao alumínio trefilado.

A obtenção de comportamentos mecânicos distintos de acordo com o material em estudo confirma que, além da magnitude ou tipo de alteração produzida na direção de processamento, os aspectos estruturais do metal trefilado deverão ter forte influência na resposta do mesmo, assim como é observado para experimentos relacionados com processamento de chapas e ensaios mecânicos usuais^(18,19,21,22,107). Essa influência não deve estar associada somente ao desenvolvimento de perfis de deformação diferentes na trefilação, que levam a valores de deformação efetiva média diversos, mas à ocorrência de fenômenos internos durante o ensaio de tração subsequente. Para uma mesma redução de área na operação e semi-ângulo de fiação, os resultados de ϵ_m para os quatro metais são relativamente próximos (em geral) e, no entanto, a comparação das curvas mostra comportamentos distintos.

Por fim, avaliando os resultados em termos da deformação média na trefilação, observa-se que o posicionamento das curvas de escoamento não obedece obrigatoriamente uma ordem em relação ao valor de pré-deformação ou seja, não acontece para todas as situações e materiais a amostra que apresenta um maior valor de ϵ_m exibir resultados acima dos demais e assim por diante. Este fato confirma mais uma vez que a obtenção apenas dos resultados de deformação efetiva média no processo não deve ser suficiente para uma previsão adequada do comportamento das barras trefiladas, em virtude dos já discutidos efeitos de caminho de deformação no encruamento das mesmas.

A análise dos resultados das figuras 5.34 a 5.41 é associada basicamente à resistência mecânica das barras trefiladas, não fazendo referência à questão da ductilidade das amostras, propriedade que, além da óbvia importância associada à conformação dos metais, é citada com frequência em trabalhos sobre a relação encruamento x caminho de deformação. O estudo da mesma é exibido em um item a seguir, através da avaliação dos alongamentos uniforme e não uniforme, e na seção 5.7, onde é apresentada a previsão teórica da deformação residual uniforme das barras trefiladas.

5.4.2. Propriedades Mecânicas das Barras Trefiladas

As propriedades mecânicas médias das barras trefiladas (limites de escoamento e resistência, e alongamentos uniforme e não uniforme) são apresentadas nas tabelas V.17 a V.20. Nas figuras 5.42 a 5.45 são exibidos os gráficos relativos a cada uma delas, para cada metal, onde pode ser verificada a variação das mesmas de acordo com a redução de área e com o semi-ângulo de fiação. Conforme pode ser observado, com o objetivo de possibilitar uma comparação mais adequada dos resultados obtidos para os quatro materiais do estudo, os dados foram normalizados, ou seja, os valores apresentados nas tabelas foram divididos por aqueles relativos às amostras recozidas, de forma que a escala considerada para todas as situações foi a mesma.

Tabela V.17 - Propriedades mecânicas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas.

condição de trefilação	limite de escoamento LE (MPa)	limite de resistência LR (MPa)	alongamento uniforme ALU (%)	alongamento não uniforme ALNU (%)
$\alpha = 20^\circ, r = 3\%$	408,5	626,6	47,4	44,4
$\alpha = 20^\circ, r = 8\%$	589,5	706,1	28,7	46,5
$\alpha = 20^\circ, r = 15\%$	665,5	785,4	15,0	48,5
$\alpha = 8^\circ, r = 3\%$	357,5	613,3	48,4	46,4
$\alpha = 8^\circ, r = 8\%$	467,5	662,3	41,3	43,8
$\alpha = 8^\circ, r = 15\%$	577,5	713,4	31,9	43,6
$\alpha = 3^\circ, r = 3\%$	321,5	600,5	48,1	56,7
$\alpha = 3^\circ, r = 8\%$	440,5	639,8	48,5	44,3
$\alpha = 3^\circ, r = 15\%$	640,0	729,9	31,2	46,9

Tabela V.18 - Propriedades mecânicas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas.

condição de trefilação	limite de escoamento LE (MPa)	limite de resistência LR (MPa)	alongamento uniforme ALU (%)	alongamento não uniforme ANU (%)
$\alpha = 20^\circ, r = 3\%$	425,0	663,0	14,0	36,8
$\alpha = 20^\circ, r = 8\%$	687,5	720,2	3,7	36,1
$\alpha = 20^\circ, r = 15\%$	720,0	786,3	1,6	36,4
$\alpha = 8^\circ, r = 3\%$	460,0	664,0	13,3	35,9
$\alpha = 8^\circ, r = 8\%$	655,0	702,1	5,9	36,9
$\alpha = 8^\circ, r = 15\%$	718,5	765,0	1,7	35,1
$\alpha = 3^\circ, r = 3\%$	507,5	663,9	12,3	36,2
$\alpha = 3^\circ, r = 8\%$	697,5	714,0	5,8	35,5
$\alpha = 3^\circ, r = 15\%$	769,5	771,0	0,7	33,6

Tabela V.19 - Propriedades mecânicas das barras de cobre trefiladas.

condição de trefilação	limite de escoamento LE (MPa)	limite de resistência LR (MPa)	alongamento uniforme ALU (%)	alongamento não uniforme ALNU (%)
$\alpha = 20^\circ, r = 3\%$	142,5	229,4	34,5	47,0
$\alpha = 20^\circ, r = 8\%$	217,5	245,7	23,5	46,3
$\alpha = 20^\circ, r = 15\%$	259,0	266,6	8,7	54,2
$\alpha = 8^\circ, r = 3\%$	128,0	228,0	34,8	44,8
$\alpha = 8^\circ, r = 8\%$	193,0	241,2	26,9	43,7
$\alpha = 8^\circ, r = 15\%$	235,0	260,2	17,5	48,4
$\alpha = 3^\circ, r = 3\%$	113,0	228,3	35,1	48,2
$\alpha = 3^\circ, r = 8\%$	180,5	241,8	27,5	46,1
$\alpha = 3^\circ, r = 15\%$	245,0	262,0	16,6	46,4

Tabela V.20 - Propriedades mecânicas das barras de alumínio trefiladas.

condição de trefilação	limite de escoamento LE (MPa)	limite de resistência LR (MPa)	alongamento uniforme ALU (%)	alongamento não uniforme ALNU (%)
$\alpha = 20^\circ, r = 3\%$	98,5	108,9	9,0	54,2
$\alpha = 20^\circ, r = 8\%$	111,0	114,9	5,6	55,6
$\alpha = 20^\circ, r = 15\%$	121,5	126,2	2,3	51,5
$\alpha = 8^\circ, r = 3\%$	99,0	109,8	7,8	51,7
$\alpha = 8^\circ, r = 8\%$	108,5	113,4	5,0	54,4
$\alpha = 8^\circ, r = 15\%$	116,0	120,8	3,1	52,1
$\alpha = 3^\circ, r = 3\%$	99,5	116,1	7,4	53,4
$\alpha = 3^\circ, r = 8\%$	118,0	123,8	3,3	55,3
$\alpha = 3^\circ, r = 15\%$	125,0	130,9	3,0	53,8

Em termos gerais, verifica-se que o limite de escoamento das amostras trefiladas é fortemente influenciado tanto pela redução de área como pelo semi-ângulo da matriz. A primeira variável citada, r , apresenta uma relação monotônica com a referida propriedade, enquanto os efeitos de α irão variar com o material e a situação considerada. Estes resultados estão de acordo com a análise realizada para as curvas tensão efetiva-deformação efetiva das figuras 5.34 a 5.41 e, portanto, não serão avaliados os dados ou pontos de maneira individual, visto que a ordem dos mesmos obedece a descrição apresentada para as curvas de escoamento. Observa-se também que os efeitos das condições de trefilação no limite de escoamento parecem ser mais pronunciados para o cobre e o aço inoxidável 304.

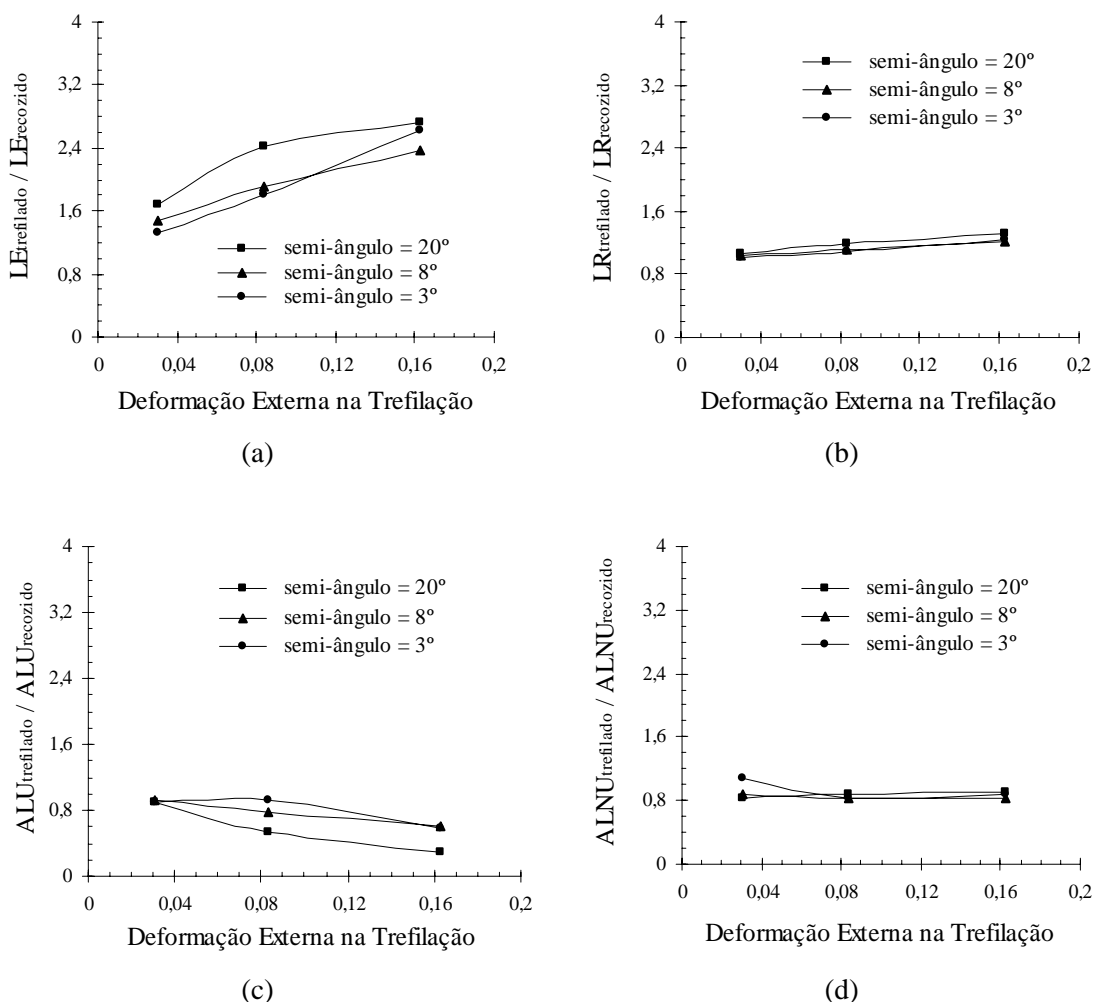


Figura 5.42 - Propriedades mecânicas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas - dados relativos, divididos pelos resultados da amostras recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

Em contraste com LE, o limite de resistência dos quatro metais trefilados é pouco alterado pela mudança nas condições de operação. A relação entre o mesmo e a redução de área é suavemente crescente, quase linear. O valor do semi-ângulo também parece afetar menos LR, especialmente para as barras de aço inoxidável 420 e cobre. Outro fato a ser notado é que os resultados para os quatro materiais trefilados são próximos daqueles obtidos para as barras apenas recozidas: a relação $LR_{\text{trefilado}}/LR_{\text{recozido}}$ varia de 1,01 a 1,33, enquanto $LE_{\text{trefilado}}/LE_{\text{recozido}}$ varia de 1,30 a 3,92.

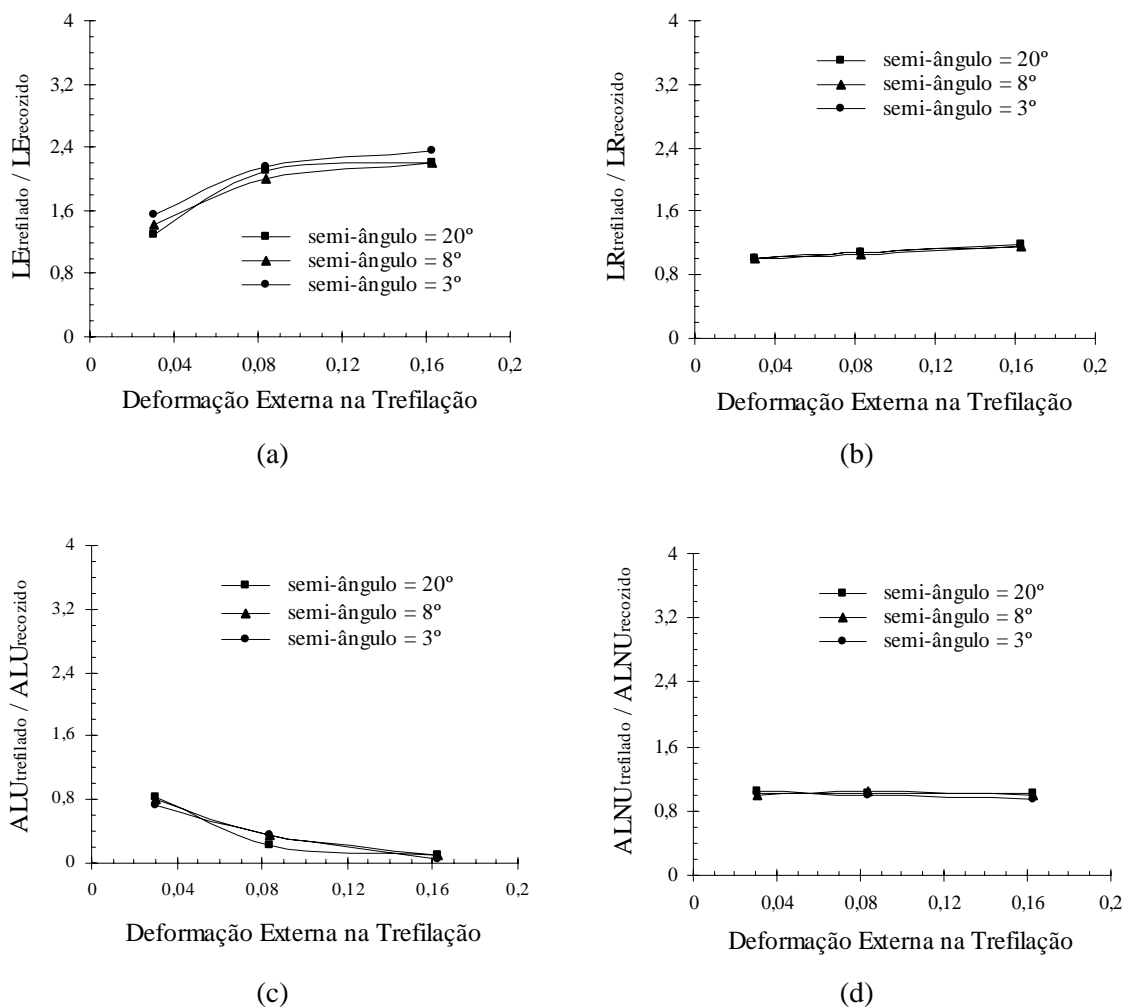


Figura 5.43 - Propriedades mecânicas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas - dados relativos, divididos pelos resultados da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

A diferença observada na análise dos limites de escoamento e de resistência dos materiais trefilados está associada à já mencionada evolução subestrutural típica de mudanças no caminho de deformação. O valor de LE aparece como a primeira e talvez a principal variável afetada no processamento posterior do metal, visto que corresponde à fase caracterizada pela instabilidade e início do rearranjo da estrutura interna desenvolvida na pré-deformação. Como citado anteriormente, a utilização de α e r distintos na trefilação representaria alterações na trajetória de deformação de diferentes magnitudes e o uso de valores de deformação prévia diversos. Já para o LR, o efeito das condições da operação é minimizado, dado que os aspectos subestruturais decorrentes do processo anterior são gradualmente substituídos por aqueles típicos do ensaio seguinte que, neste caso, é tração para todas as situações.

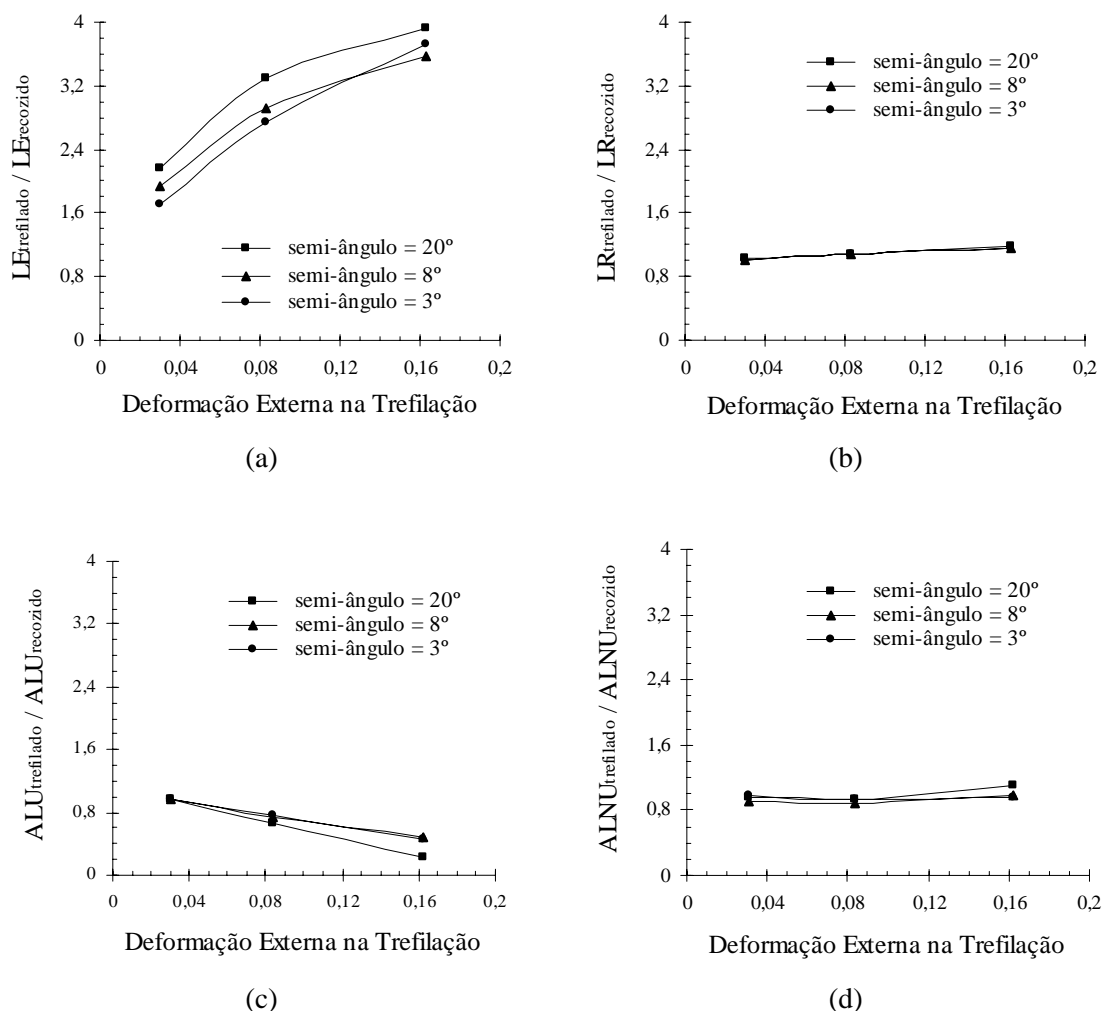


Figura 5.44 - Propriedades mecânicas das barras de cobre trefiladas - dados relativos, divididos pelos resultados da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

Os resultados de alongamento uniforme das barras trefiladas, assim como o limite de escoamento, dependeram consideravelmente das variáveis do processo. Para a redução de área, uma relação decrescente foi verificada. Para o semi-ângulo, o comportamento de ALU seguiu os mesmos princípios observados para LE e para as curvas de escoamento (figuras 5.36 a 5.39), porém, de maneira contrária: as situações onde a resistência mecânica foi constatada superior, o alongamento obtido foi inferior. Novamente, o aço inoxidável 304 e o cobre exibiram modificações mais acentuadas na propriedade de acordo com os parâmetros de trefilação.

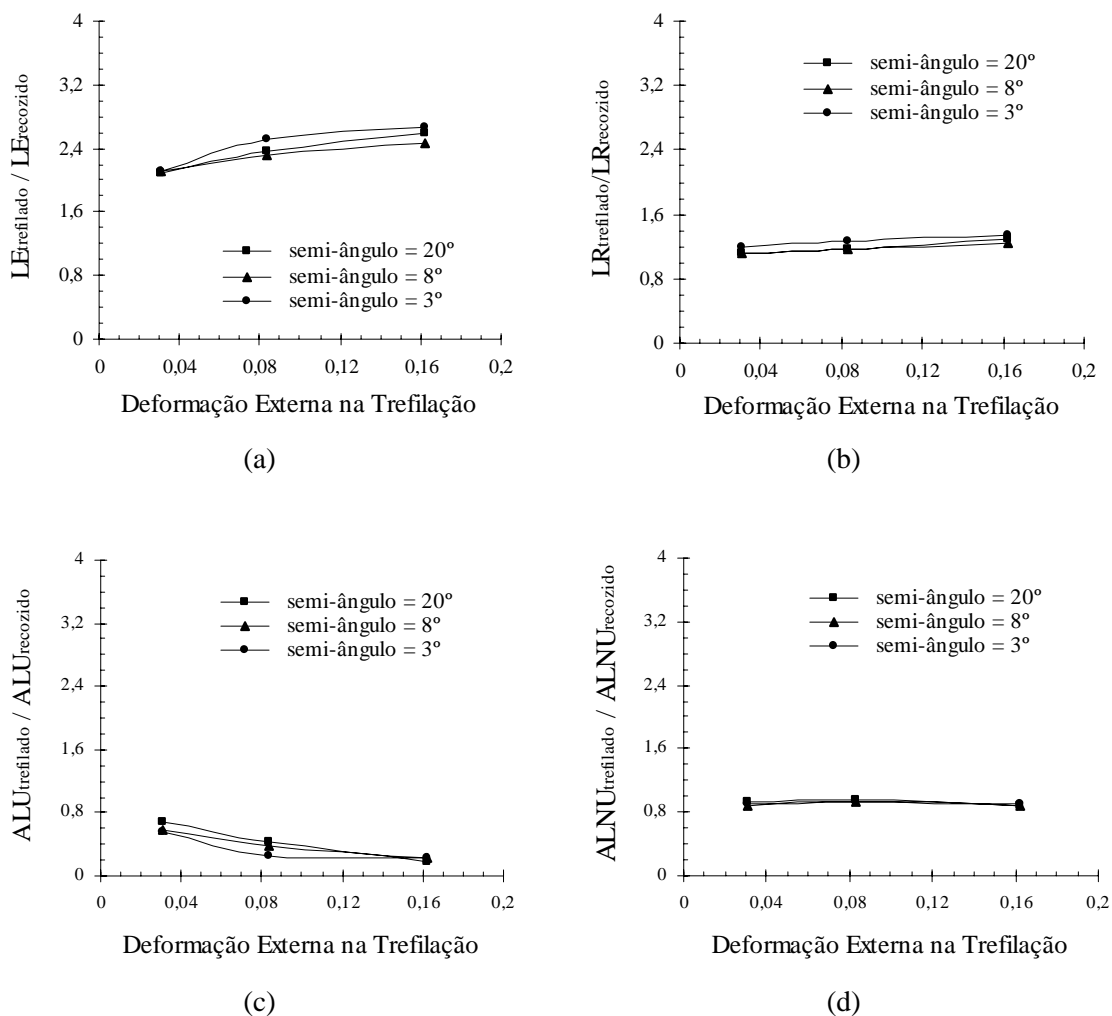


Figura 5.45 - Propriedades mecânicas das barras de alumínio trefiladas - dados relativos, divididos pelos resultados da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

O alongamento não uniforme não apresentou alterações significativas para α e principalmente para r , cuja proximidade de valores dificultou inclusive a avaliação dos mesmos ponto a ponto. Assim como foi verificado para o limite de resistência, os resultados obtidos na tração dos quatro metais trefilados foram relativamente próximos dos dados associados às amostras recozidas, exibindo quociente $ALNU_{\text{trefilado}}/ALNU_{\text{recozido}}$ entre 0,839 e 1,103 (para o alongamento uniforme, a relação $ALU_{\text{trefilado}}/ALU_{\text{recozido}}$ foi de 0,04 a 0,97).

Conforme a descrição das figuras 5.42 a 5.45, o limite de escoamento e o alongamento uniforme foram as propriedades mais afetadas pelas variáveis geométricas do processo de trefilação. Como LE, as alterações em ALU podem ser associadas aos efeitos das mudanças no caminho de deformação. Diversos estudos abordaram a influência do mesmo na ductilidade dos metais, investigando tanto a deformação residual^(17,19,21) como a instabilidade plástica ou deformação localizada prematura^(23,24,105,108,109) nas amostras pré-conformadas durante o recarregamento. Detalhes são comentados oportunamente ao longo da discussão dos resultados do trabalho.

Ainda que diversos aspectos possam ser observados através do estudo do comportamento dos metais trefilados, uma análise adequada da resposta mecânica ou encruamento das barras acaba sendo um trabalho mais complexo devido às características da deformação na trefilação. Como mencionado anteriormente, a mesma é composta de componentes de cisalhamento e de tração, e a magnitude de cada parcela varia tanto de acordo com o semi-ângulo e a redução de área utilizados na operação (já considerados), como em termos da geometria da amostra, ou seja, ao longo da seção transversal do corpo de prova. Para uma avaliação mais completa do escoamento do material durante o teste uniaxial subsequente, a determinação ou separação dos tipos de esforços no processamento anterior seria interessante, de modo que o experimento poderia ser definido como cisalhamento (esforço predominante) seguido de tração ou tração seguida de tração, entre outros. Dessa forma, optou-se por considerar a barra trefilada composta por volumes concêntricos e realizar os testes nos mesmos, relacionando as diferenças observadas no comportamento mecânico de cada região durante o ensaio posterior com a deformação prévia, considerando os efeitos de mudanças no caminho de deformação, conforme poderá ser verificado a seguir.

5.5. Comportamento Mecânico das Camadas dos Materiais Trefilados

5.5.1. Curvas de Escoamento das Camadas das Barras Trefiladas

As curvas de escoamento à tração das camadas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas para as quatro condições de operação escolhidas, combinação de $\alpha = 20^\circ$ e 3° e $r = 8\%$ e 15% , são apresentadas nas figuras 5.46 e 5.47. Verifica-se que são exibidos também os resultados relativos às amostras trefiladas inteiras (já mostrados na seção 5.4.1), possibilitando a comparação entre os dados. Conforme havia sido citado na descrição dos métodos utilizados no trabalho, para as situações nas quais o semi-ângulo = 20° , são observadas curvas tensão-deformação das quatro camadas consideradas no metal: centro (0 a 30% do raio), superfície (85% a 100% do raio) e intermediárias 1 (30 a 55% do raio) e 2 (55 a 85% do raio). Para $\alpha = 3^\circ$, apenas os comportamentos dos volumes central e superficial são apresentados.

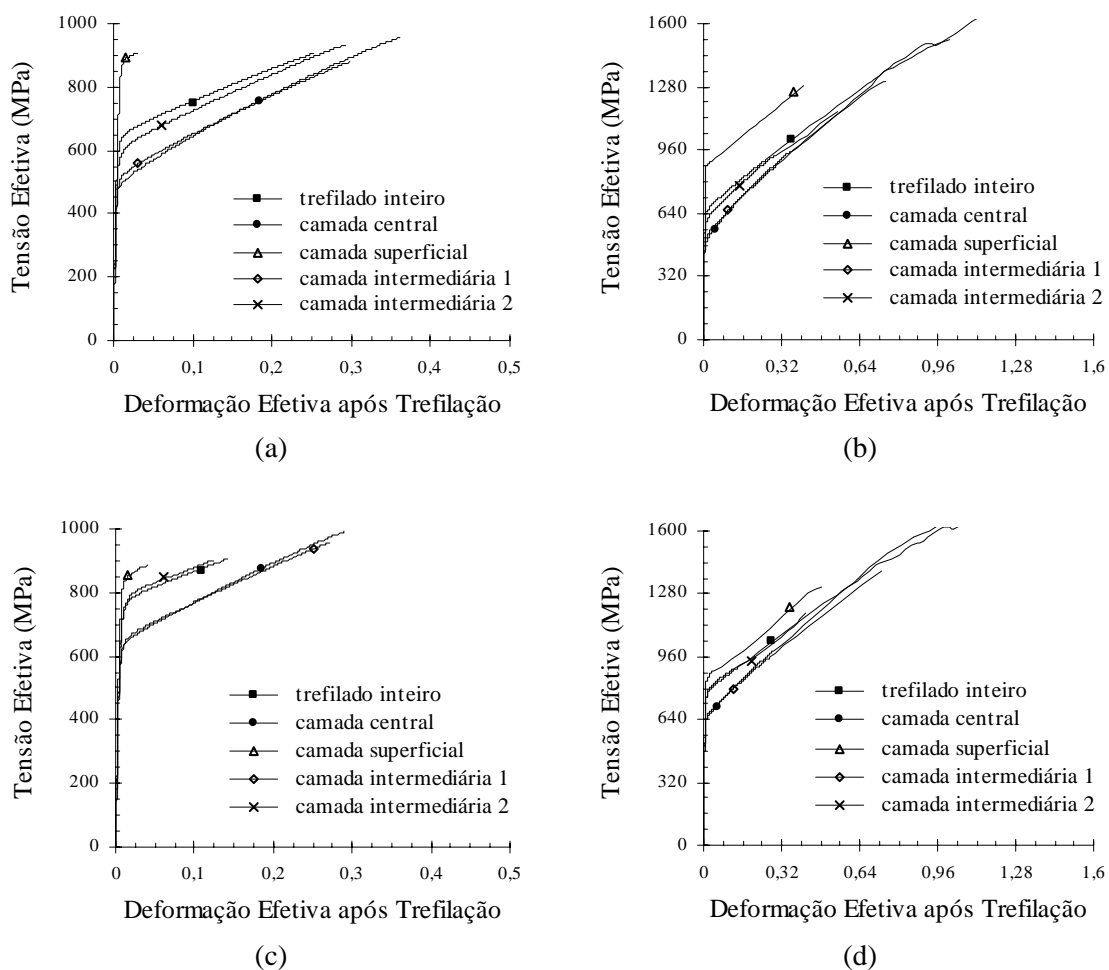


Figura 5.46 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$.

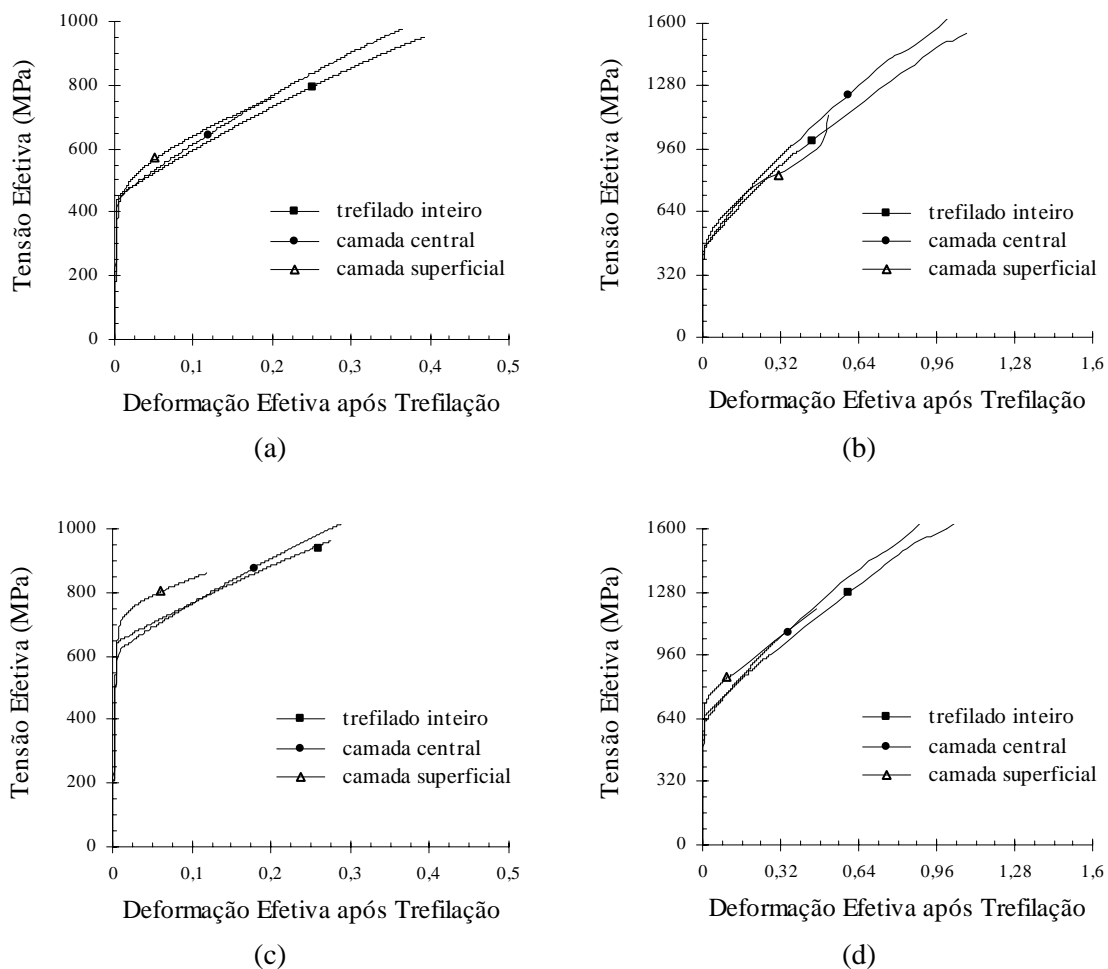


Figura 5.47 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) e (b) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$.

Em geral, verifica-se que o encruamento subsequente das camadas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas é caracterizado por uma relação crescente com o raio das mesmas, ou seja, as curvas de tração correspondentes aos volumes centrais estão abaixo daquelas relativas aos intermediários 1 e assim por diante (no caso das amostras deformadas com $\alpha = 3^\circ$, o fato se aplica somente ao centro e à superfície). Analisando os gráficos em detalhes, observa-se que, para $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, as regiões central e intermediária 1 apresentam comportamentos semelhantes, ficando um pouco abaixo da intermediária 2, que por sua vez é próxima dos resultados referentes à barra inteira. A camada superficial exibe curva de escoamento acentuadamente acima das demais, evidenciando, assim, a ocorrência de heterogeneidade no encruamento da amostra. Para $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$, os resultados são similares àqueles descritos anteriormente, com exceção do volume superficial do material, cuja diferença para os outros não é tão pronunciada. Já a utilização de um valor de semi-ângulo mais baixo, $\alpha = 3^\circ$, como esperado,

leva à ocorrência de uma distribuição de propriedades ou curvas de tração relativamente homogênea (comparando com as outras condições), especialmente para o caso de $r = 8\%$.

Os resultados descritos anteriormente podem ser associados tanto ao perfil de deformação observado nas barras trefiladas como aos efeitos da aplicação dos esforços uniaxiais nas mesmas. As diferenças verificadas com a variação do semi-ângulo de fieira estariam relativamente de acordo com as imagens de distorção de rede apresentadas na seção 5.3.1, ou seja, a ocorrência de uma distribuição de deformação heterogênea implicaria em um perfil de encruamento não homogêneo e vice-versa. No entanto, confrontando as fotografias das barras trefiladas com $\alpha = 3^\circ$ com a distribuição das curvas de tração, conclui-se que, caso fosse apenas uma questão de acúmulo de deformação, os dados deveriam ser mais próximos uns dos outros. Ao avaliar as alterações provenientes da mudança na redução de área, os resultados mostrados nas figuras 5.13 e 5.15 também parecem não fornecer informações suficientes para uma análise completa. Considerando as curvas de escoamento do metal trefilado com $\alpha = 20^\circ$, verifica-se que o pronunciado encruamento da região superficial da amostra processada com $r = 8\%$ gera uma elevada diferença da mesma em relação ao comportamento mecânico do centro, cuja magnitude acaba sendo superior ao que é observado para a barra trefilada com $r = 15\%$. Entretanto, ao comparar as fotografias dos experimentos de visioelasticidade (figura 5.13(b) e (d)), constata-se que a diferença na distorção da rede do centro para a superfície da amostra parece aumentar com a redução de área, conforme já havia sido citado anteriormente, durante o exame das linhas verticais de marcação nas peças. Dessa forma, supõe-se que o comportamento mecânico dos volumes do metal trefilado, especialmente os mais externos, esteja associado aos efeitos da mudança no caminho de deformação de cisalhamento/tração seguido de tração e que a magnitude de cada tipo de esforço na pré-deformação varie de acordo tanto com a redução de área como com o semi-ângulo de fieira, caracterizando alterações distintas na direção de processamento e, conseqüentemente, perfis de encruamento diversos.

Na figura 5.48 são exibidas as curvas de escoamento das barras de aço inoxidável 304 trefiladas mostradas anteriormente, porém organizadas de maneira a facilitar a comparação dos efeitos dos parâmetros geométricos do processo no comportamento mecânico das mesmas. Em relação à camada central das amostras, observa-se que a redução de área representa a principal variável de influência nas curvas, visto que os dados relativos ao processamento com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ são razoavelmente próximos daqueles associados $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ e o mesmo acontece para as outras duas condições de operação. Como o valor da pré-deformação é mais acentuado para as situações nas quais o semi-ângulo é maior, supõe-se que algum fenômeno estrutural tenha se passado com a realização do ensaio seguinte, minimizando os possíveis efeitos das diferenças no mesmo. Em contraste com esses resultados, a superfície do metal exhibe comportamentos distintos para as quatro condições de operação. Neste caso, um fato inusitado pode ser observado: a curva de escoamento da barra trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ aparece acima das demais, inclusive

daquela referente a $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$. Esse fenômeno sugere que as diferenças na natureza da deformação na trefilação associadas à utilização de valores de r distintos, combinados com um elevado semi-ângulo de fieira, poderiam levar a alterações na trajetória de deformação de magnitudes diversas, promovendo um aumento no encruamento ($\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$) e/ou até mesmo o amaciamento ($\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$) da camada superficial do metal na tração posterior. A influência da magnitude da mudança no caminho de deformação no comportamento dos metais já foi abordada na seção 5.4.1, dentro da análise das curvas de escoamento das barras trefiladas inteiras. Em adição aos aspectos discutidos acima, ressalta-se que, conforme havia sido mencionado no item 3.2.2, um processo de dobramento/cisalhamento ao qual a amostra é submetida na entrada e na saída da fieira, dá à operação de trefilação certos aspectos de trabalho cíclico⁽⁵⁰⁾, afetando principalmente as regiões mais externas da material. Lembrando os efeitos da deformação cíclica no comportamento mecânico dos metais⁽³⁵⁻⁴¹⁾, e supondo que este tipo de esforço poderia se aplicar mais à situação na qual $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ do que $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, presume-se que um encruamento “mais suave” possa ter ocorrido na camada superficial do metal durante a trefilação.

Por último, nota-se que as curvas referentes às barras trefiladas inteiras se apresentam em uma ordem ou seqüência mais usual, sugerindo que as camadas central e intermediárias diminuiriam a influência da superfície no comportamento mecânico como um todo da peça.

As curvas tensão efetiva-deformação efetiva das camadas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas são exibidas nas figuras 5.49 a 5.51. Os resultados são dispostos de forma semelhante ao que foi mostrado para o aço inoxidável 304, ou seja, inicialmente são observadas as distribuições de comportamento mecânico ao longo da seção transversal das amostras para as quatro condições de operação e em seguida são avaliados os efeitos dos parâmetros do processo nas camadas central e superficial. Este tipo de apresentação é utilizado para os demais materiais do trabalho.

De modo geral, ainda que as escalas empregadas não sejam iguais, o encruamento ao longo do raio das barras de aço inoxidável 420 trefiladas parece ser mais uniforme na tração posterior do que foi observado para o aço inoxidável 304, considerando as quatro condições de operação. Os resultados das imagens digitalizadas relativas à distribuição de deformação das amostras (figuras 5.16 e 5.18), entretanto, não são muito distintos daqueles referentes ao aço inoxidável austenítico, ainda que uma suave diferença tenha sido mencionada na análise das mesmas, associada provavelmente às dificuldades de marcação das peças. Dessa forma, não somente efeitos de caminho de deformação são evidenciados como também é indicada a influência das características estruturais do metal nos mesmos.

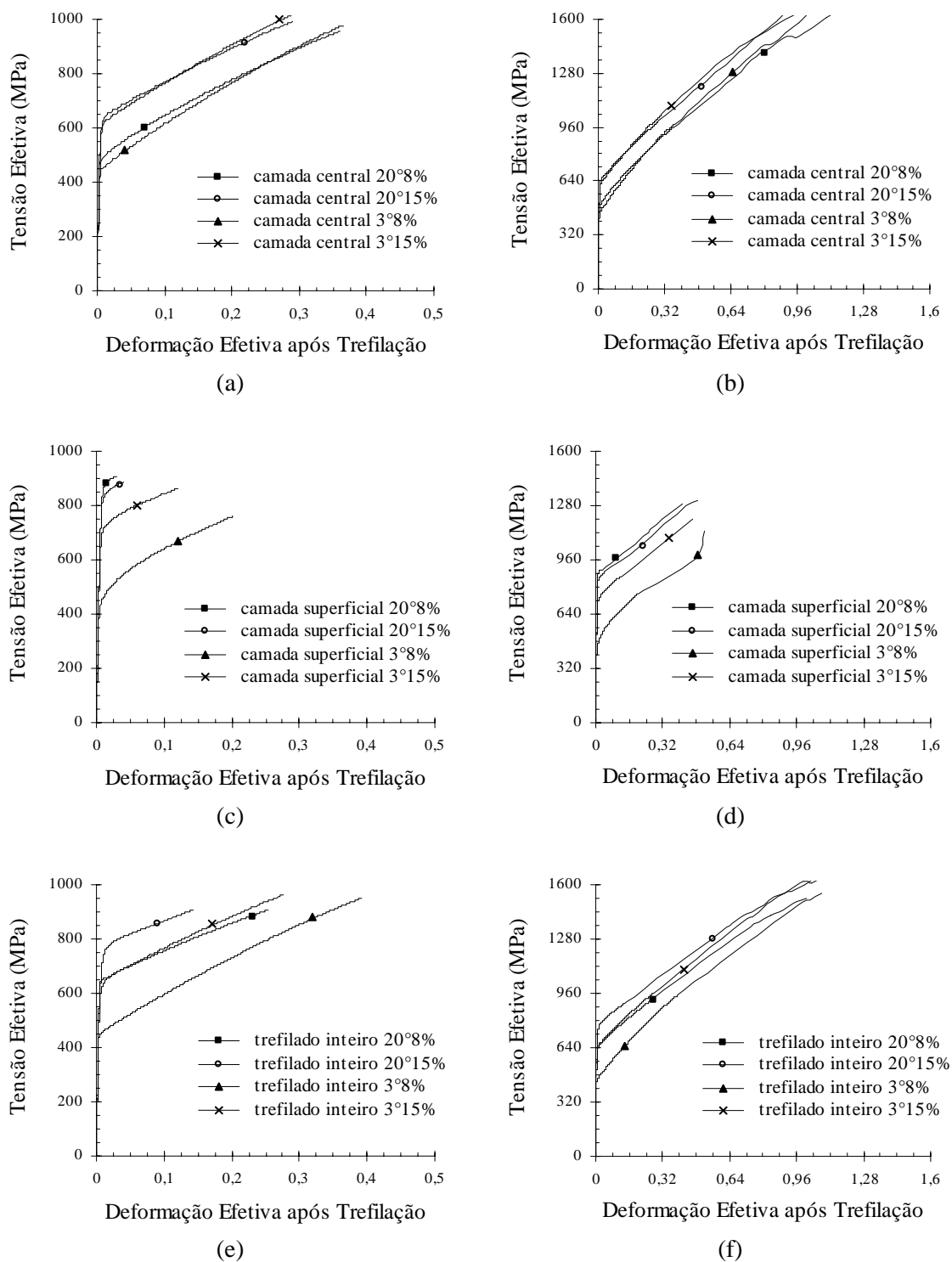


Figura 5.48 - Comparação entre as curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do aço inoxidável 304 trefilado com diferentes semi-ângulos e reduções de área: (a) e (b) camada central, (c) e (d) camada superficial, (e) e (f) barra inteira.

Sem avaliar todas as curvas de maneira individual, visto que os resultados são relativamente próximos, verifica-se que aparece como exceção à suposta homogeneidade do aço inoxidável 420 a camada superficial da amostra trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, cujos dados situam-se consideravelmente acima dos demais. A diferença de resistência mecânica entre o centro e a superfície do corpo de prova para esta situação acaba sendo superior ao que é mostrado para $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$, entrando em conflito com as já mencionadas fotografias de distorção de rede da viscoplasticidade (linhas verticais/curvas), similarmente ao que foi constatado e descrito em detalhes para o aço inoxidável 304 (para esse metal, no entanto, o fenômeno é mais acentuado). Além das questões expostas acima, observa-se que alteração do valor de semi-ângulo de fieira de 20° para 3° leva à ocorrência de um perfil de curvas de escoamento ainda mais uniforme, neste caso, em contraste com o aço inoxidável 304, principalmente para $r = 15\%$.

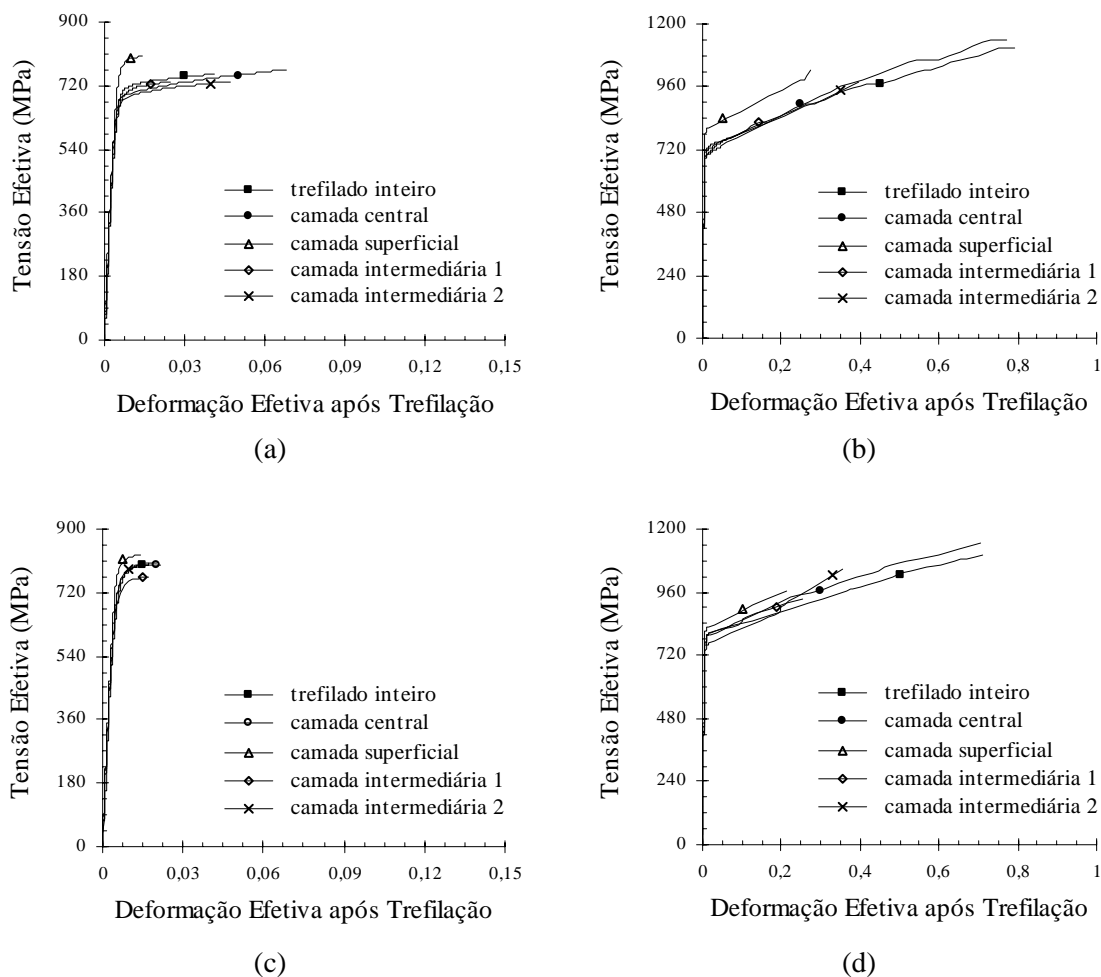


Figura 5.49 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$.

Em relação à análise da influência dos parâmetros de operação no encruamento subsequente das camadas centrais das barras de aço inoxidável 420 trefiladas, verifica-se que as amostras apresentam comportamento semelhante àquele exibido pelos corpos de prova do aço inoxidável 304, ou seja, as curvas de tração das peças processadas com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ são mais próximas das deformadas com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ e assim por diante. Em contraste com esses resultados, as curvas de escoamento das camadas superficiais aparecem em uma ordem mais “usual”, distinta daquela observada anteriormente: o volume externo da peça trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ exibe maior resistência mecânica do que a região equivalente do metal processado previamente com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$.

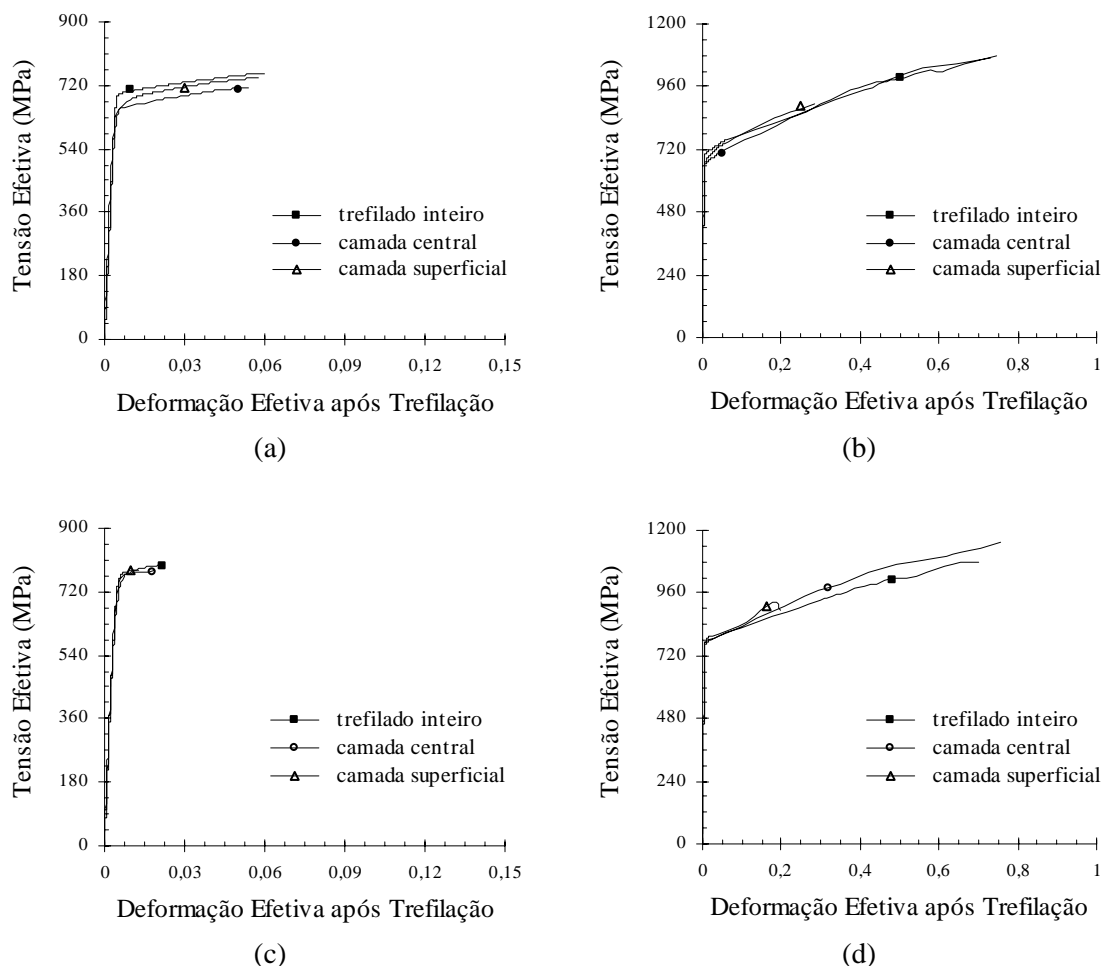


Figura 5.50 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas: (a) e (b) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$.

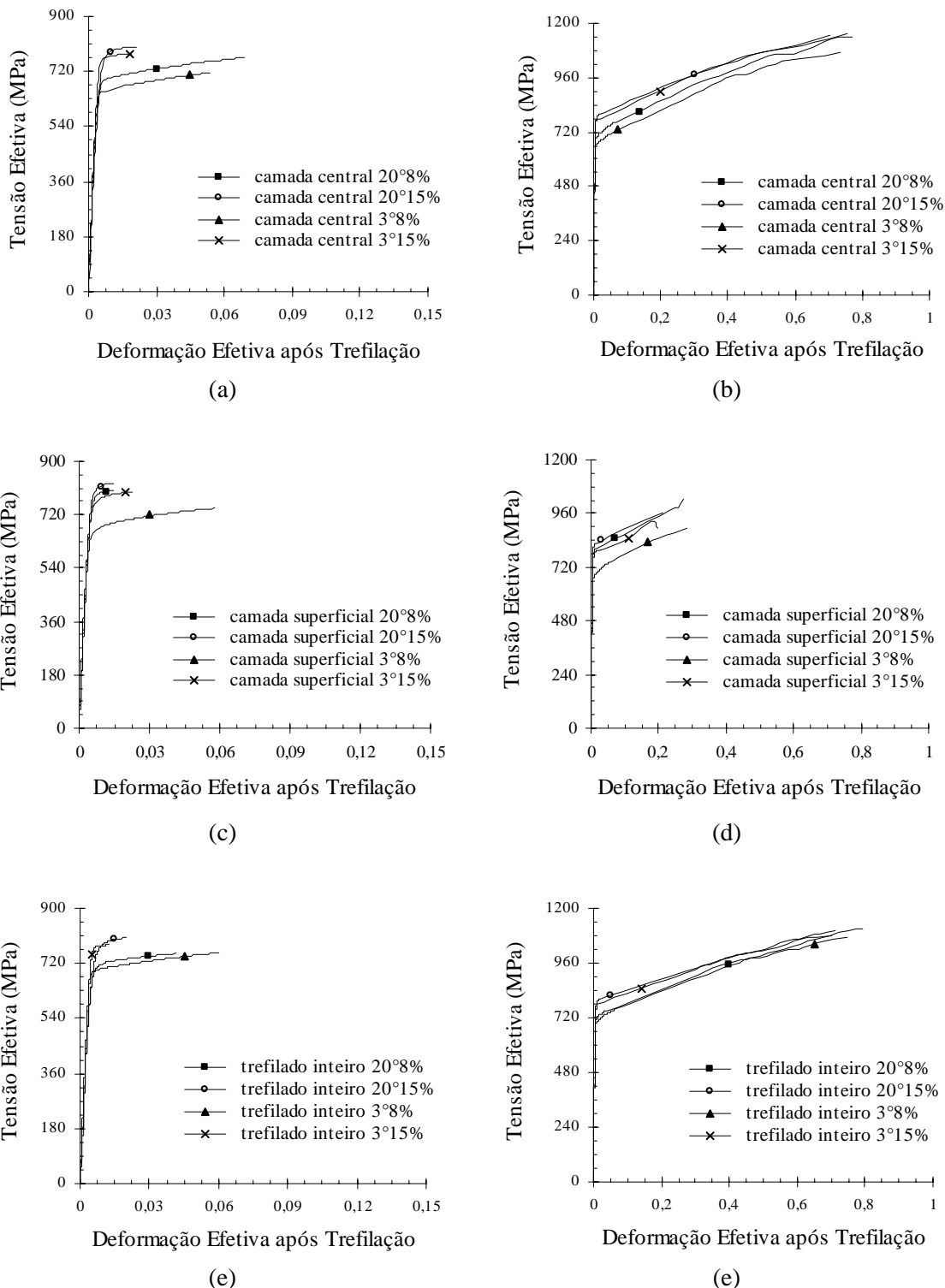


Figura 5.51 - Comparação entre as curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do aço inoxidável 420 trefilado com diferentes semi-ângulos e reduções de área: (a) e (b) camada central, (c) e (d) camada superficial, (e) e (f) barra inteira.

Nas figuras 5.52 e 5.53 são mostradas as curvas de escoamento à tração das camadas das barras de cobre trefiladas para cada uma das quatro condições de operação, seguidas da figura 5.54, onde podem ser observados os efeitos dos parâmetros geométricos nos resultados obtidos para o centro e a superfície do metal.

Assim como foi verificado para o aço inoxidável 304, o encruamento ao longo da seção transversal do cobre trefilado na tração posterior, em geral, parece ser crescente do centro para a superfície da amostra, com exceção da camada mais externa da peça pré-deformada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$, cujos dados estão situados um pouco abaixo daqueles obtidos nas regiões intermediárias.

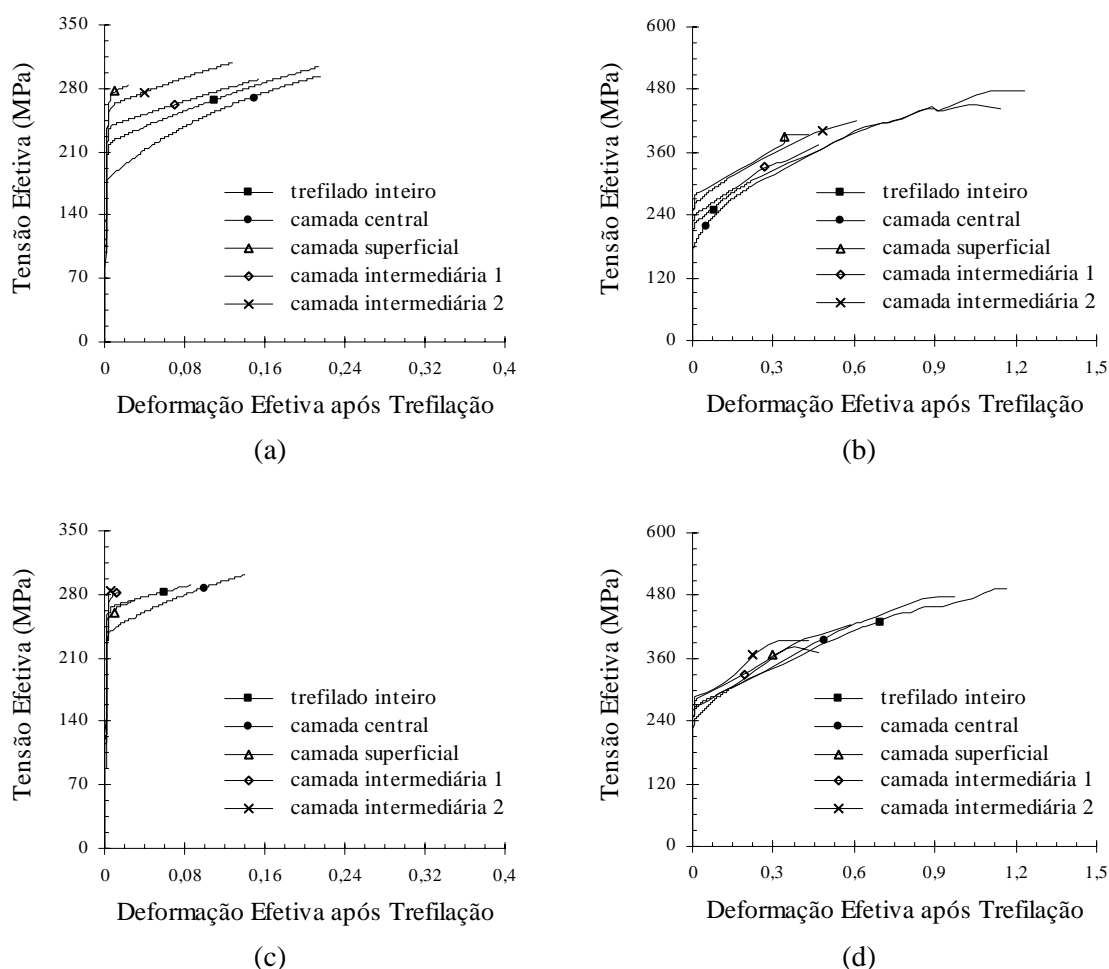


Figura 5.52 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de cobre: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$.

Observa-se que a heterogeneidade no comportamento mecânico do corpo de prova, assim como ocorreu para os outros dois materiais já avaliados, parece ser maior para a situação na qual $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, em comparação com os resultados referentes a $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$. Esse fato, no entanto, não pode ser associado apenas (ou principalmente) à diferença da camada superficial em relação às demais, como havia sido observado anteriormente, pois, neste caso, o aumento de resistência mecânica ao longo do raio da amostra é mais gradual. Novamente a análise conjunta das fotografias oriundas dos experimentos de visioelasticidade e das curvas de escoamento mostra que a diferença entre a deformação no centro e na superfície da barra não justifica o fenômeno, evidenciando a influência do caminho de deformação no comportamento do metal. Outro fato curioso é a discreta alteração na magnitude do gradiente de encruamento nas peças com a passagem de um semi-ângulo de 20° para 3° , contradizendo também as imagens das figuras 5.19 e 5.21, nas quais as diferenças são claramente detectadas.

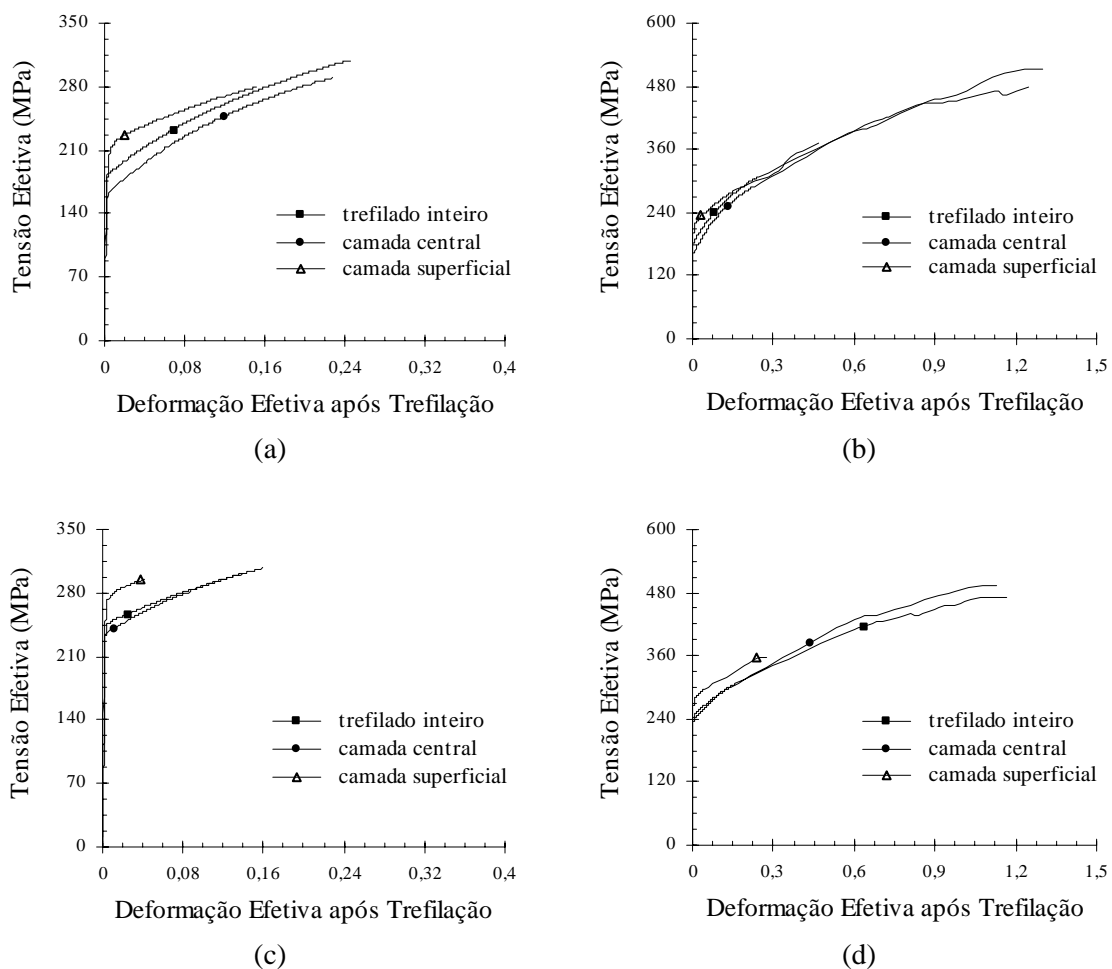


Figura 5.53 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de cobre: (a) e (b) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$.

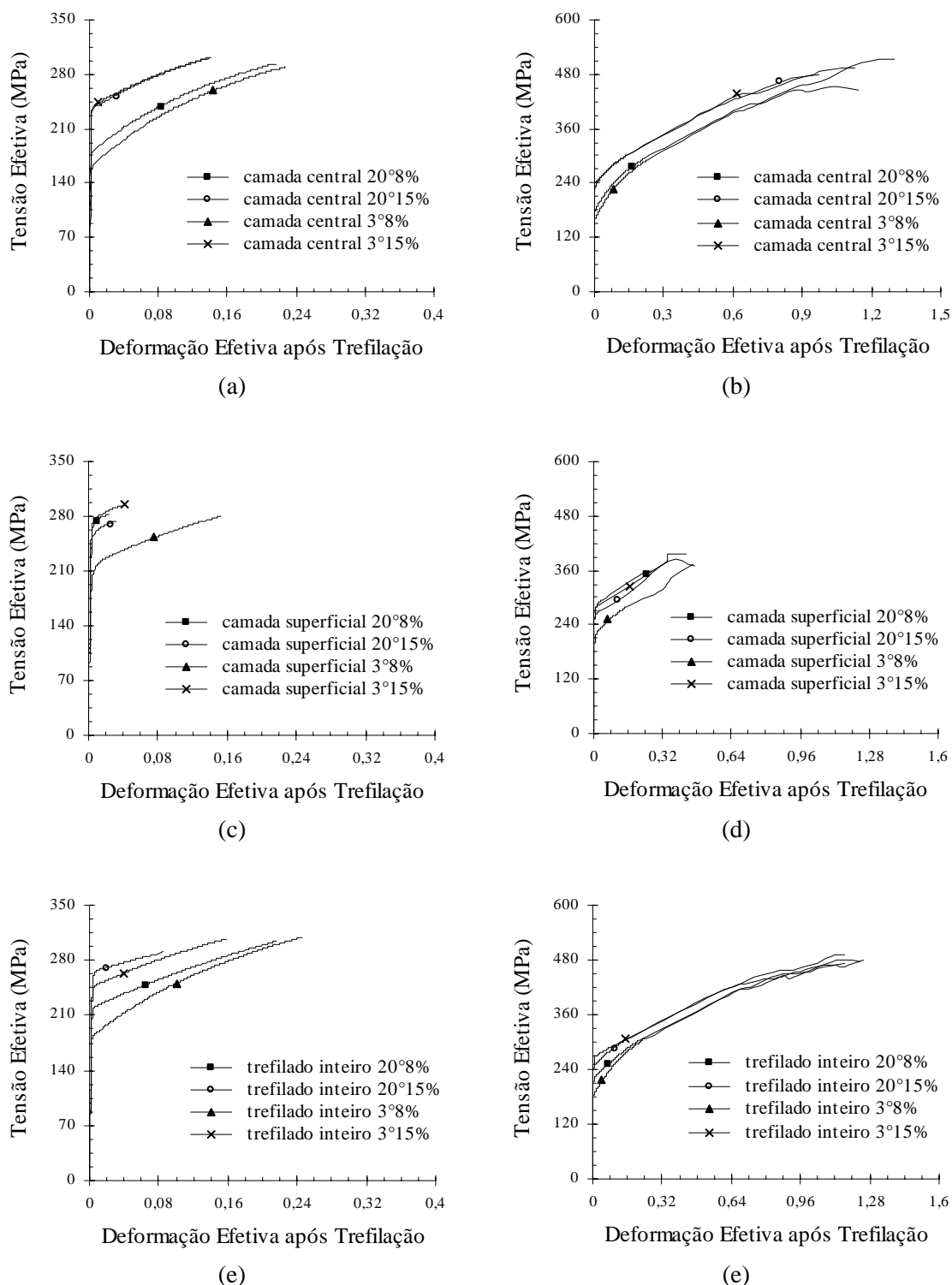


Figura 5.54 - Comparação entre as curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do cobre trefilado com diferentes semi-ângulos e reduções de área: (a) e (b) camada central, (c) e (d) camada superficial, (e) e (f) barra inteira.

A comparação das curvas tensão efetiva-deformação efetiva das camadas centrais do cobre confirma que possa existir uma certa independência das características do metal em estudo para a ordem ou localização das mesmas: as amostras trefiladas com $r = 8\%$ apresentam resultados próximos, assim como os corpos de prova processados com $r = 15\%$. Já para a região superficial das barras, comportamento relativamente semelhante àquele observado para o aço inoxidável 304 é verificado, ou seja, a curva referente a $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ (e também $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$) situa-se acima dos dados relativos $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$. Dessa forma, assim como havia sido constatado na análise do comportamento mecânico das barras trefiladas inteiras (seção 5.4), e sugerido na metodologia do trabalho, é verificada alguma similaridade de comportamento entre os dois materiais quando submetidos a alterações na trajetória de deformação.

As curvas tensão efetiva-deformação efetiva referentes às camadas das barras de alumínio trefiladas são exibidas nas figuras 5.55 a 5.57.

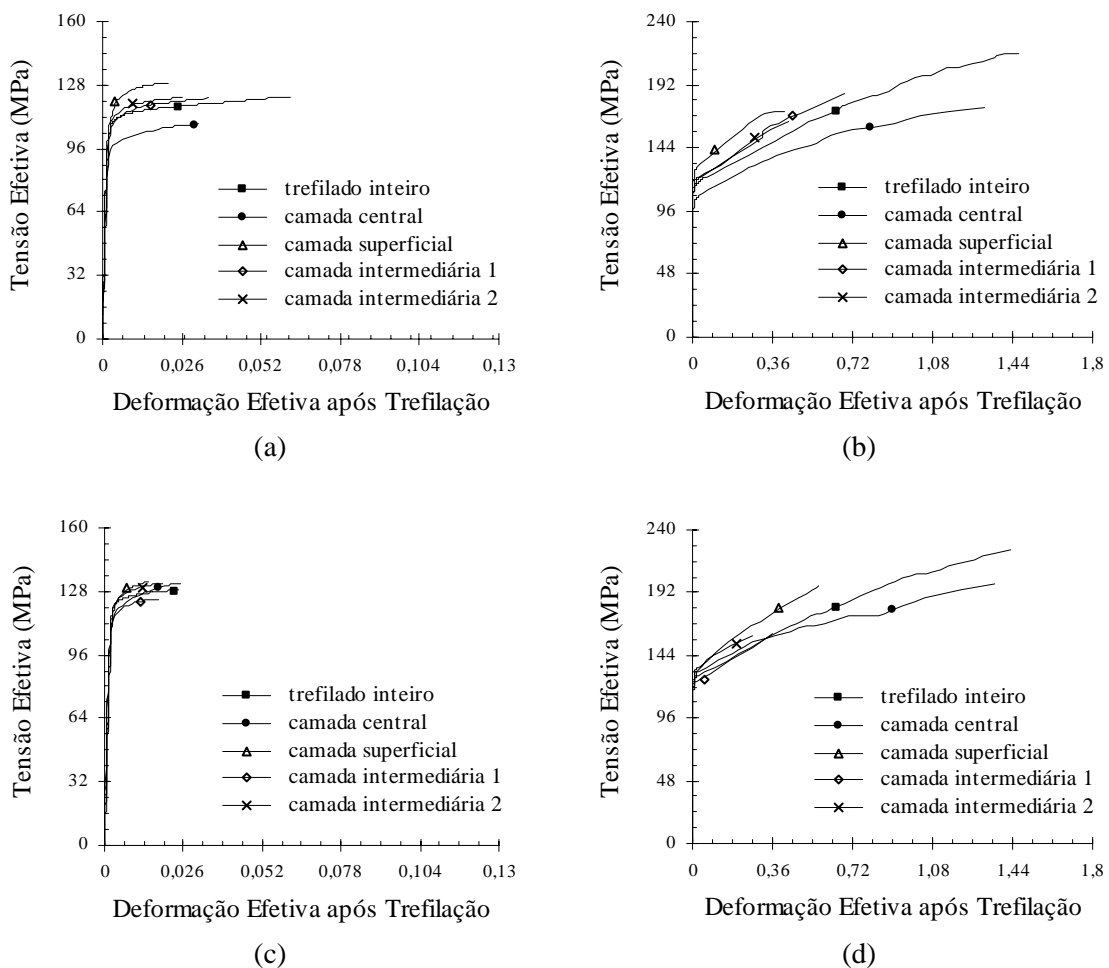


Figura 5.55 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de alumínio: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$.

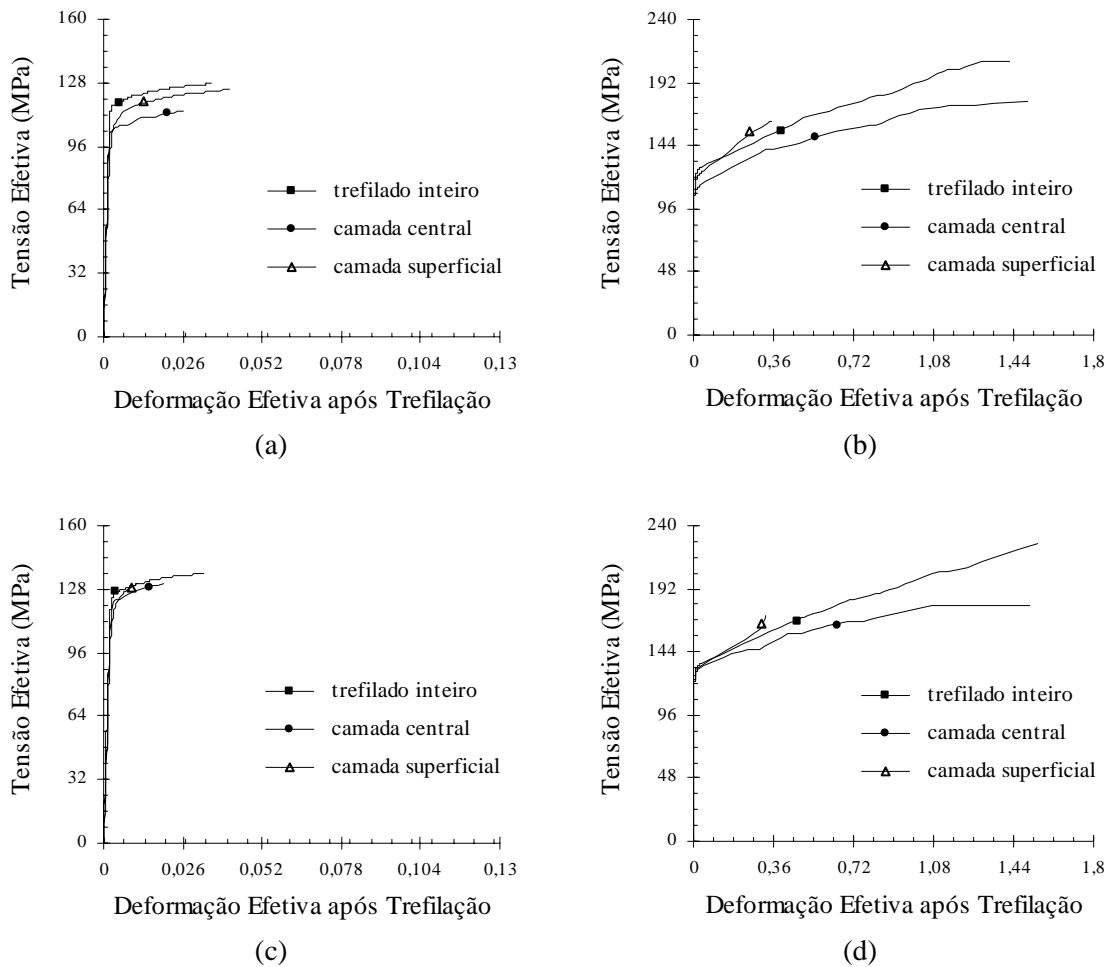


Figura 5.56 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas das barras de alumínio: (a) e (b) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$, (c) e (d) $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$.

Análogo ao que foi apresentado pelos outros três metais estudados, os resultados de resistência mecânica à tração do alumínio não parecem descrever com exatidão o perfil de deformação das amostras trefiladas. Em relação à utilização de $\alpha = 20^\circ$, verifica-se que $r = 8\%$ leva à ocorrência de encruamento mais heterogêneo nos corpos de prova e, assim como descrito detalhadamente para os demais materiais do trabalho, não corresponde às imagens da rede gravada nas peças de viscoplasticidade. Observa-se que, em geral, a distribuição de comportamento mecânico é mais uniforme do que a obtida nas amostras de aço inoxidável 304 e cobre, similarmente ao que aconteceu para o aço inoxidável 420. Outra semelhança com este último é o fato de que, com o decréscimo do semi-ângulo de feira de 20° para 3° , $r = 15\%$ representa a situação para a qual a resistência é mais homogênea ao longo da seção transversal do metal. Por fim, verifica-se que os efeitos dos parâmetros do processo no alumínio são razoavelmente semelhantes à influência dos mesmos no aço inoxidável 420: proximidade das curvas de escoamento dos volumes centrais

trefilados com um mesmo valor de redução de área (fato ocorrido também para os outros dois materiais) e endurecimento mais acentuado nas camadas superficiais pra semi-ângulos maiores.

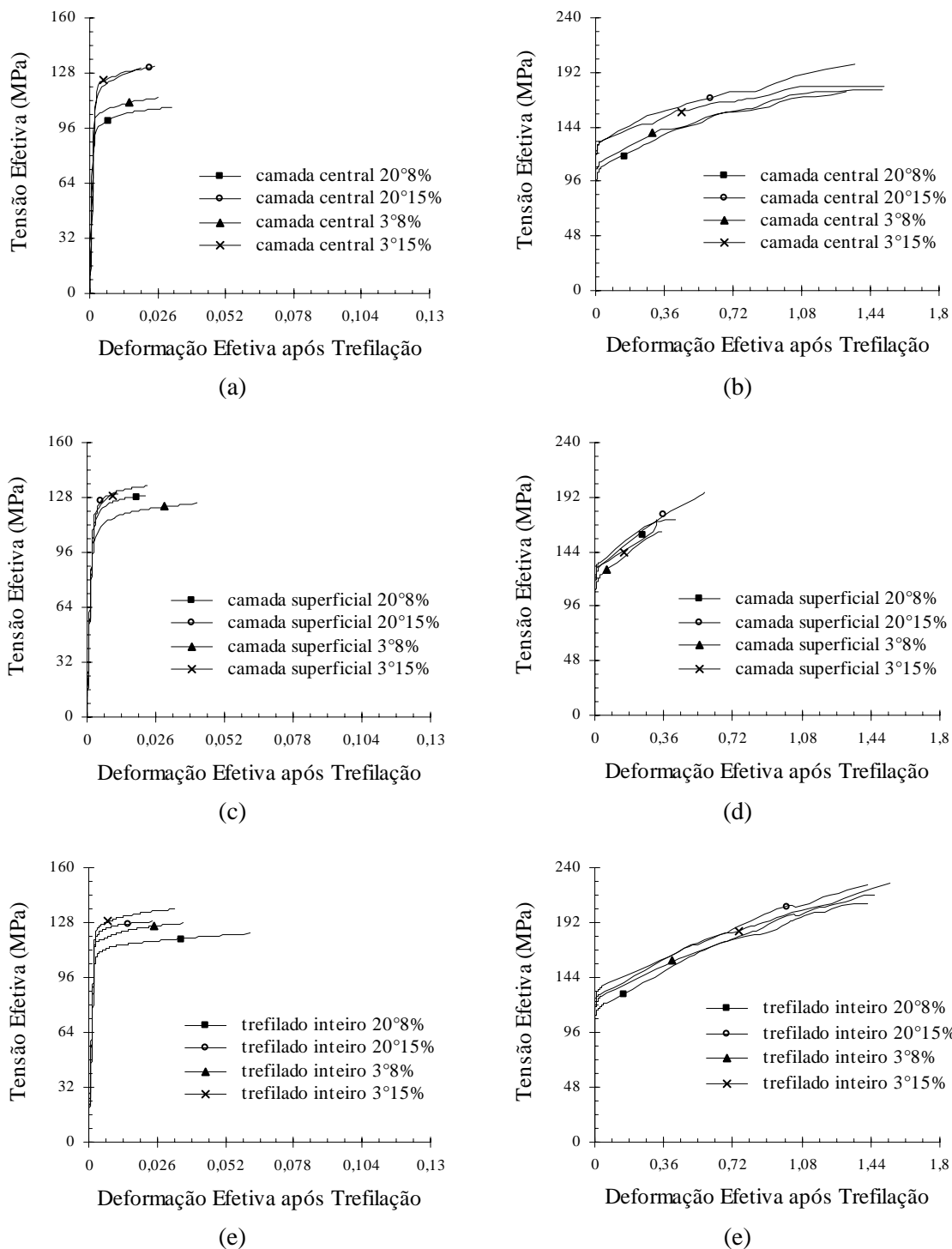


Figura 5.57 - Comparação entre as curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva do alumínio trefilado com diferentes semi-ângulos e reduções de área: (a) e (b) camada central, (c) e (d) camada superficial, (e) e (f) barra inteira.

A análise dos resultados dos testes de tração das camadas das barras trefiladas evidencia que, em geral, o perfil de encruamento apresentado pelos quatro metais não corresponde completamente às imagens de distorção de rede, ou seja, à distribuição da deformação ao longo do raio da amostra no processamento prévio, sugerindo (ou confirmando) os efeitos de caminho de deformação nos resultados. Verifica-se que certos fenômenos são semelhantes para todos os materiais do trabalho, enquanto outros levam a uma espécie de divisão em dois grupos, aço inoxidável 304 e cobre em oposição a aço inoxidável 420 e alumínio, coincidindo com as características estruturais (e, portanto, de encruamento) dos mesmos, assim como havia sido observado para as amostras inteiras.

Dentre os aspectos que demonstraram uma certa independência do material em estudo, além da já mencionada falta de ajuste entre os dados e as fotografias de visioplaticidade, destacam-se a obtenção de maior dispersão das curvas de escoamento ou heterogeneidade de encruamento na tração subsequente com a utilização da condição de trefilação $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ e a relativa ausência de influência do valor do semi-ângulo para os resultados referentes à camada central das barras. Em relação a este último fato, observa-se que, ainda que sejam inferiores ao que é verificado nas demais partes da seção transversal do metal, os esforços cisalhantes estão presentes nesta região (lembrando que o centro, neste caso, representa 30% do raio da barra), especialmente para $\alpha = 20^\circ$. Dessa forma, os mesmos devem caracterizar mudanças no caminho de deformação na tração subsequente, e conseqüentemente alterações internas nas peças que, por sua vez, promovem a suposta aproximação das curvas de acordo com a redução de área.

As principais situações nas quais os aspectos estruturais do metal em estudo parecem ser relevantes são o estabelecimento de perfil de comportamento mecânico mais homogêneo para o aço inoxidável 420 e o alumínio, em comparação com os demais materiais, e a posição das curvas de escoamento das camadas superficiais umas em relação às outras, onde é detectada, inclusive, a ocorrência de resistência mais elevada para as amostras de aço inoxidável 304 e cobre trefiladas com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, certamente associada ao caráter cíclico da deformação nesta região.

Considerando a primeira observação do parágrafo acima, os resultados poderiam, a princípio, ser associados à capacidade de recuperação dinâmica típica dos referidos materiais. Tendo desenvolvido uma certa organização subestrutural durante a pré-deformação, ao passar pelo período inicial de desestabilização, a relativa liberdade de movimentação das discordâncias no metal através de deslizamento cruzado possibilitaria um desmanche mais pronunciado na estrutura formada anteriormente, facilitando a formação de um novo arranjo, mais semelhante ao longo de toda a seção transversal da amostra, como é característico da tração pura (em termos de deformação uniforme). Dessa forma, em virtude de um maior poder de reestruturação, a magnitude da mudança no caminho de deformação (que aparece com diferentes valores ao longo da seção transversal da peça trefilada) teria menor influência na resistência mecânica posterior do

aço inoxidável 420 e do alumínio. Essa avaliação seria aplicada tanto às figuras apresentadas nesta seção como também aos dados exibidos no item 5.4, onde foi observado que os efeitos dos parâmetros do processo de trefilação (cuja combinação, como foi citado anteriormente, também estabelece alterações na trajetória de deformação de magnitudes distintas) no limite de escoamento das barras de aço inoxidável 420 e alumínio eram inferiores àqueles observados no aço inoxidável 304 e no cobre.

Ressalta-se que a avaliação das curvas, em sua maioria, foi conduzida sem muitos detalhes, especialmente para as partes relativas à deformação não uniforme das amostras. Mudanças de comportamento bruscas ou irregularidades não foram consideradas porque poderiam ser decorrentes tanto de fenômenos internos nos materiais como das limitações dos métodos utilizados para sua obtenção.

5.5.2. Propriedades Mecânicas das Camadas das Barras Trefiladas

As propriedades mecânicas das camadas das barras de aço inoxidável 304, aço inoxidável 420, cobre e alumínio trefiladas são mostradas nas tabelas V.21 a V.24. Em seguida, são apresentadas as figuras correspondentes às mesmas, figuras 5.58 a 5.73, nas quais podem ser observadas as distribuições dos limites de escoamento e resistência, e dos alongamentos uniforme e não uniforme ao longo da seção transversal das amostras. Assim como foi realizado para a avaliação dos resultados das barras inteiras, os pontos exibidos representam os dados das tabelas divididos pelos valores referentes aos materiais recozidos, permitindo uma comparação mais adequada entre os resultados.

Em termos de resistência mecânica, de maneira geral, observa-se que o limite de escoamento é a propriedade cuja distribuição ao longo do raio das amostras é mais heterogênea. Esses resultados estão de acordo com as curvas tensão efetiva-deformação efetiva das camadas das barras trefiladas, cuja descrição e análise foram realizadas na seção anterior. Para o limite de resistência, os valores ou pontos observados não somente são mais próximos uns dos outros, mas também do resultado relativo aos metais recozidos. Verifica-se também que, confirmando as suposições realizadas anteriormente, o aço inoxidável 420 e o alumínio apresentam perfis claramente mais homogêneos que o aço inoxidável 304 e o cobre. As alterações no comportamento mecânico dos materiais decorrentes das modificações nos parâmetros geométricos do processo de trefilação também podem ser acompanhadas através de LE e LR: o decréscimo no valor do semi-ângulo de feira leva a uma distribuição mais uniforme das propriedades, similarmente ao que é constatado com um aumento no valor da redução de área para o valor fixo de $\alpha = 20^\circ$. Por fim, o exame dos gráficos mostra que os limites de escoamento e resistência das barras trefiladas inteiras parecem realmente representar uma média do comportamento mecânico ao longo da seção transversal da amostra trefilada.

Dentro da análise da ductilidade das camadas das barras trefiladas, verifica-se que o alongamento uniforme apresenta, em geral, comportamento semelhante àquele descrito para LE e LR, ou seja, a distribuição desta propriedade mecânica é mais heterogênea para o aço inoxidável 304 e o cobre do que para os demais materiais e a relação entre as alterações nas condições de operação e a distribuição de ALU parece seguir as mesmas regras indicadas acima. Nota-se também que, para parte das situações, o alongamento uniforme das amostras inteiras parece representar uma média da referida propriedade ao longo do raio da peça. Já para o alongamento não uniforme, de forma similar às outras propriedades, observa-se apenas que a diminuição no valor do semi-ângulo leva à obtenção de um perfil mais uniforme. No entanto, a diferença detectada em LE, LR e ALU para o aço inoxidável 420 e o alumínio em relação ao aço inoxidável 304 e o cobre não é mostrada por ALNU. Por último, percebe-se que, para todos os parâmetros de processamento e metais, os resultados de alongamento não uniforme das camadas das barras trefiladas aparecem consideravelmente abaixo daqueles associados às amostras inteiras. Esses resultados podem estar associados ao procedimento experimental considerado, ou seja, à geometria (tubular) das amostras das camadas.

Tabela V.21 - Propriedades mecânicas das camadas das barras de aço inoxidável 304 trefiladas.

condição de trefilação	camada	limite de escoamento LE (MPa)	limite de resistência LR (MPa)	alongamento uniforme ALU (%)	alongamento não uniforme ALNU (%)
$\alpha = 20^\circ$, $r = 8\%$	centro	460,0	669,8	44,7	17,2
	superfície	775,0	874,3	3,4	11,2
	intermediária 1	472,0	654,4	33,9	19,9
	intermediária 2	518,5	690,0	34,5	26,1
$\alpha = 20^\circ$, $r = 15\%$	centro	577,5	740,3	34,0	23,5
	superfície	770,0	848,9	4,8	4,6
	intermediária 1	558,5	726,3	30,0	20,1
	intermediária 2	694,0	785,3	13,7	32,7
$\alpha = 3^\circ$, $r = 8\%$	centro	442,5	684,9	42,5	19,7
	superfície	449,0	644,5	30,2	3,3
$\alpha = 3^\circ$, $r = 15\%$	centro	576,0	754,9	34,9	21,1
	superfície	717,5	789,5	16,8	8,3

Tabela V.22 - Propriedades mecânicas das camadas das barras de aço inoxidável 420 trefiladas.

condição de trefilação	camada	limite de escoamento LE (MPa)	limite de resistência LR (MPa)	alongamento uniforme ALU (%)	alongamento não uniforme ALNU (%)
$\alpha = 20^\circ$, $r = 8\%$	centro	672,0	708,9	6,7	17,2
	superfície	775,0	783,3	1,0	13,6
	intermediária 1	664,0	698,5	4,3	20,6
	intermediária 2	661,5	707,8	1,9	23,6
$\alpha = 20^\circ$, $r = 15\%$	centro	741,5	784,3	1,7	15,0
	superfície	780,0	811,2	1,2	5,1
	intermediária 1	712,5	748,1	1,3	9,3
	intermediária 2	735,0	779,9	1,3	23,2
$\alpha = 3^\circ$, $r = 8\%$	centro	655,0	687,3	5,7	16,5
	superfície	650,0	698,3	5,9	16,1
$\alpha = 3^\circ$, $r = 15\%$	centro	758,0	762,5	1,5	12,3
	superfície	740,0	771,6	1,6	15,1

Tabela V.23 - Propriedades mecânicas das camadas das barras de cobre trefiladas.

condição de trefilação	camada	limite de escoamento LE (MPa)	limite de resistência LR (MPa)	alongamento uniforme ALU (%)	alongamento não uniforme ALNU (%)
$\alpha = 20^\circ$, $r = 8\%$	centro	176,5	234,8	22,8	16,9
	superfície	268,5	280,3	2,2	9,8
	intermediária 1	232,5	247,2	14,5	12,8
	intermediária 2	257,5	270,5	13,3	20,4
$\alpha = 20^\circ$, $r = 15\%$	centro	236,0	260,0	14,0	18,0
	superfície	246,0	266,9	3,4	11,6
	intermediária 1	267,5	275,7	1,3	30,1
	intermediária 2	274,5	282,2	0,4	20,5
$\alpha = 3^\circ$, $r = 8\%$	centro	161,0	230,9	24,9	16,4
	superfície	200,0	238,1	14,9	15,2
$\alpha = 3^\circ$, $r = 15\%$	centro	235,0	261,3	15,1	17,3
	superfície	261,5	280,7	4,8	22,2

Tabela V.24 - Propriedades mecânicas das barras de alumínio trefiladas.

condição de trefilação	camada	limite de escoamento LE (MPa)	limite de resistência LR (MPa)	alongamento uniforme ALU (%)	alongamento não uniforme ALNU (%)
$\alpha = 20^\circ$, $r = 8\%$	centro	97,5	104,5	3,2	18,5
	superfície	118,5	127,0	2,2	8,3
	intermediária 1	107,0	119,7	3,8	16,4
	intermediária 2	110,0	117,5	2,8	22,8
$\alpha = 20^\circ$, $r = 15\%$	centro	117,0	127,0	2,4	17,4
	superfície	123,0	133,0	2,1	9,4
	intermediária 1	115,5	122,3	1,6	16,9
	intermediária 2	124,0	131,1	1,7	17,1
$\alpha = 3^\circ$, $r = 8\%$	centro	104,0	109,3	2,5	18,7
	superfície	108,9	120,3	3,9	7,5
$\alpha = 3^\circ$, $r = 15\%$	centro	121,0	126,8	1,8	15,2
	superfície	118,5	127,2	0,9	12,9

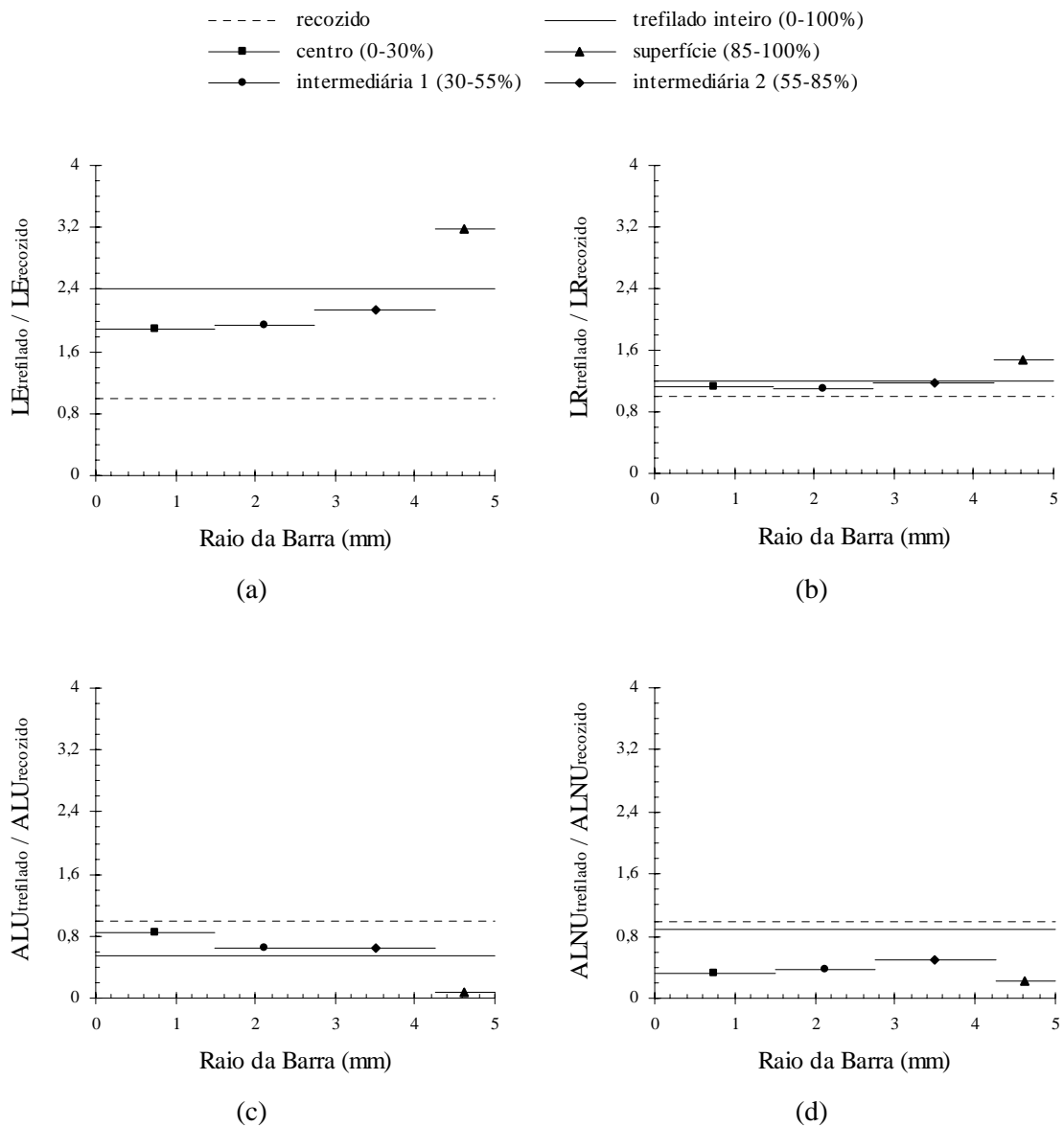


Figura 5.58 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

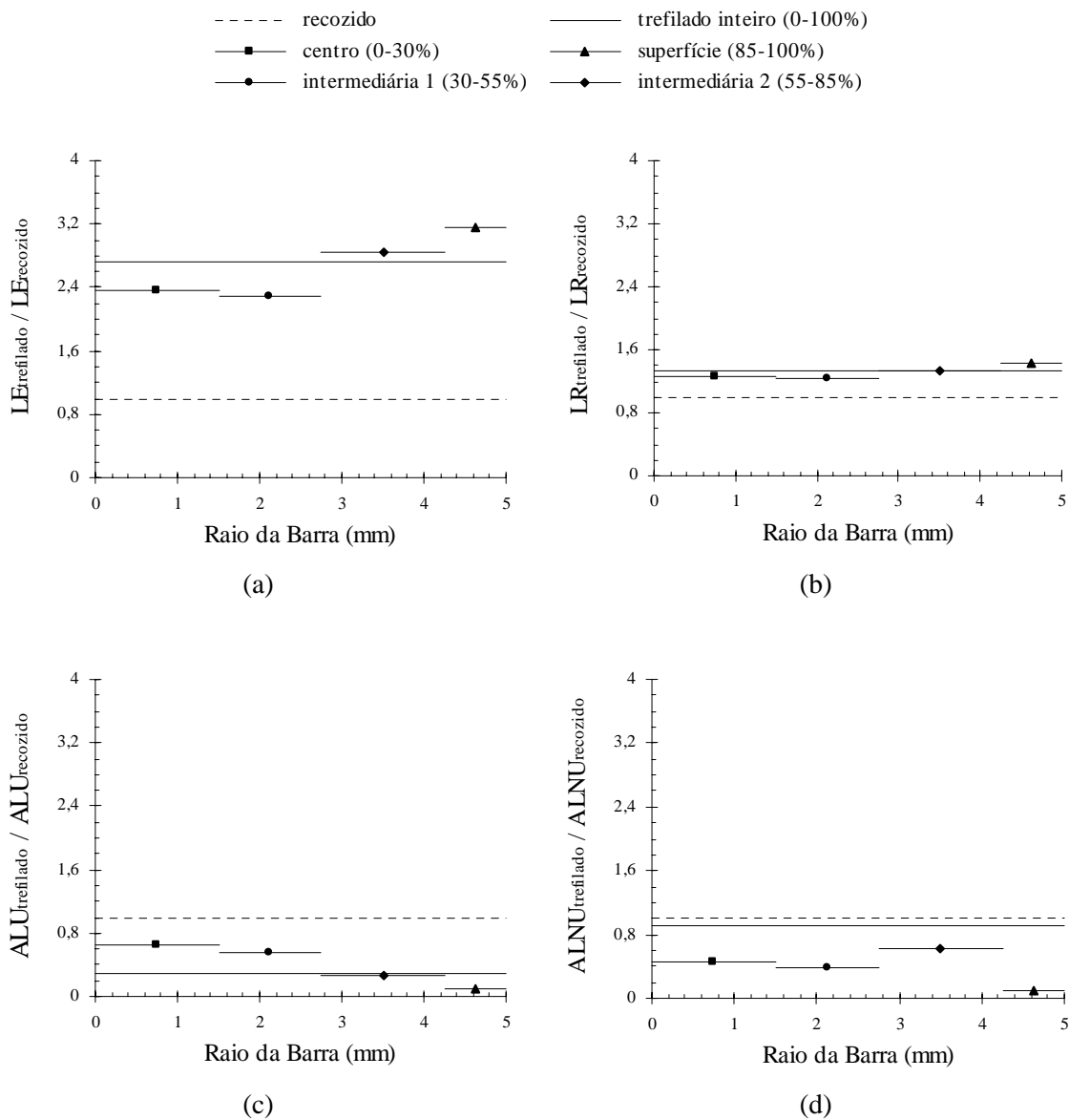


Figura 5.59 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

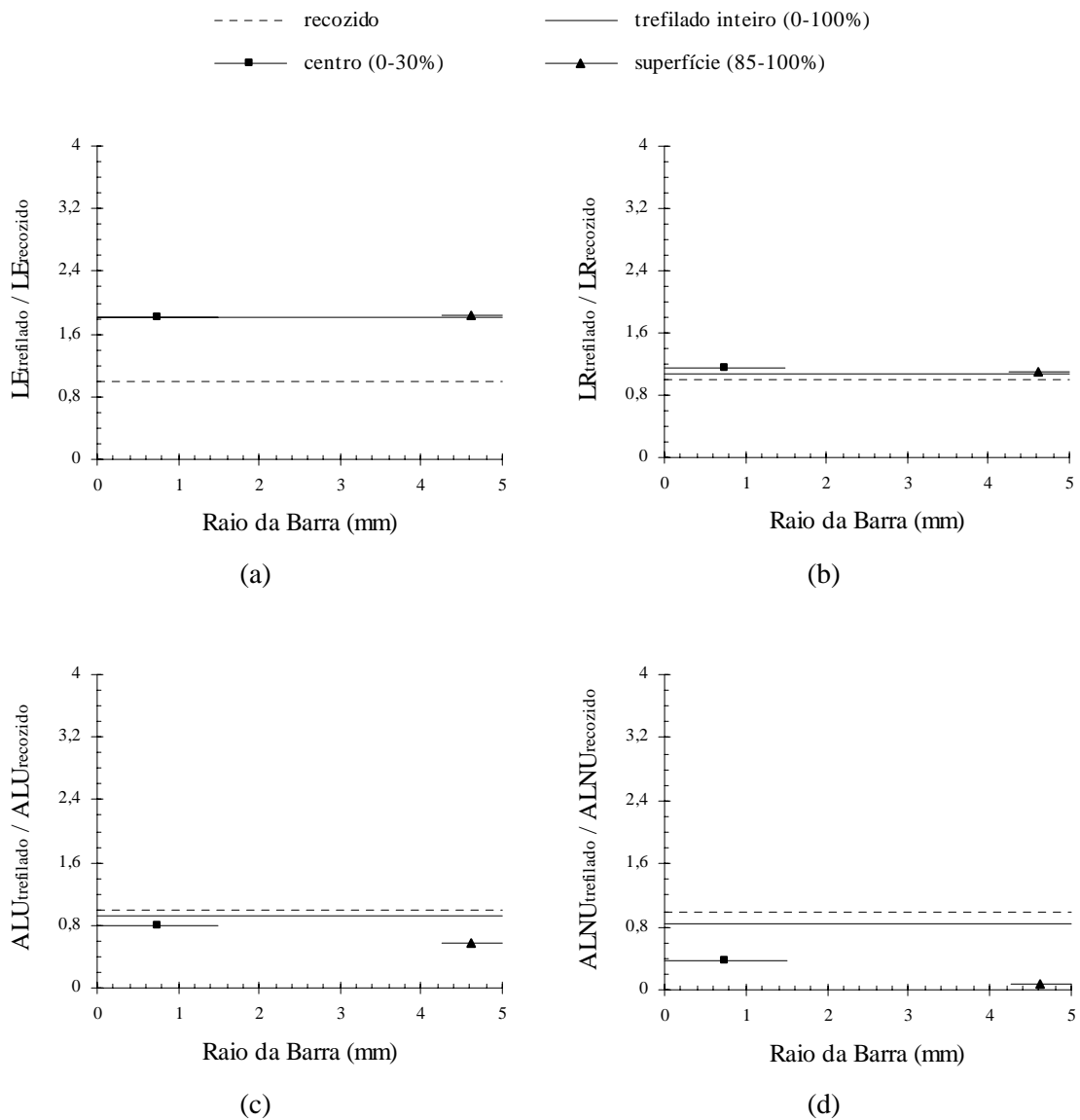


Figura 5.60 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

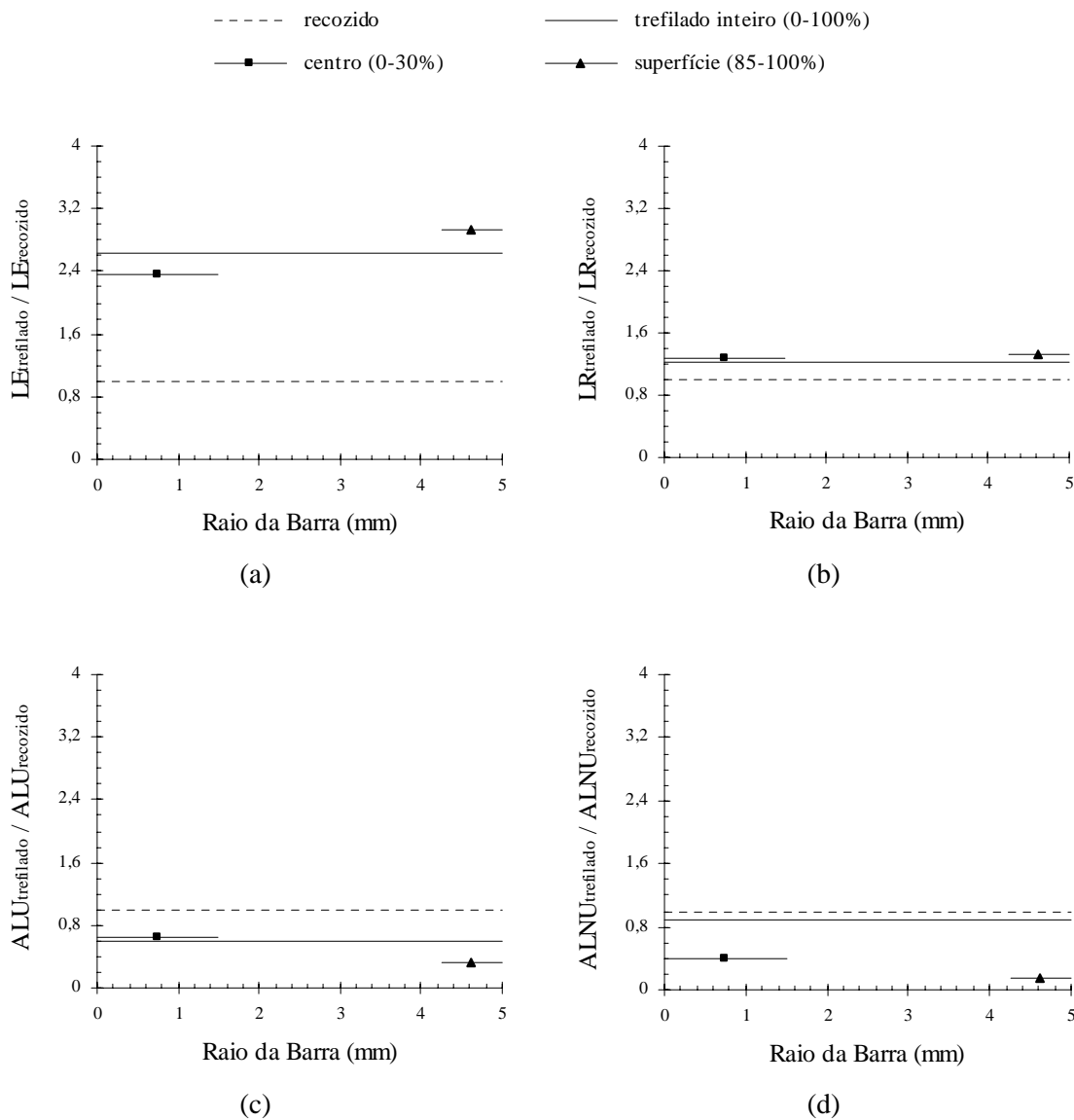


Figura 5.61 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 304 trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

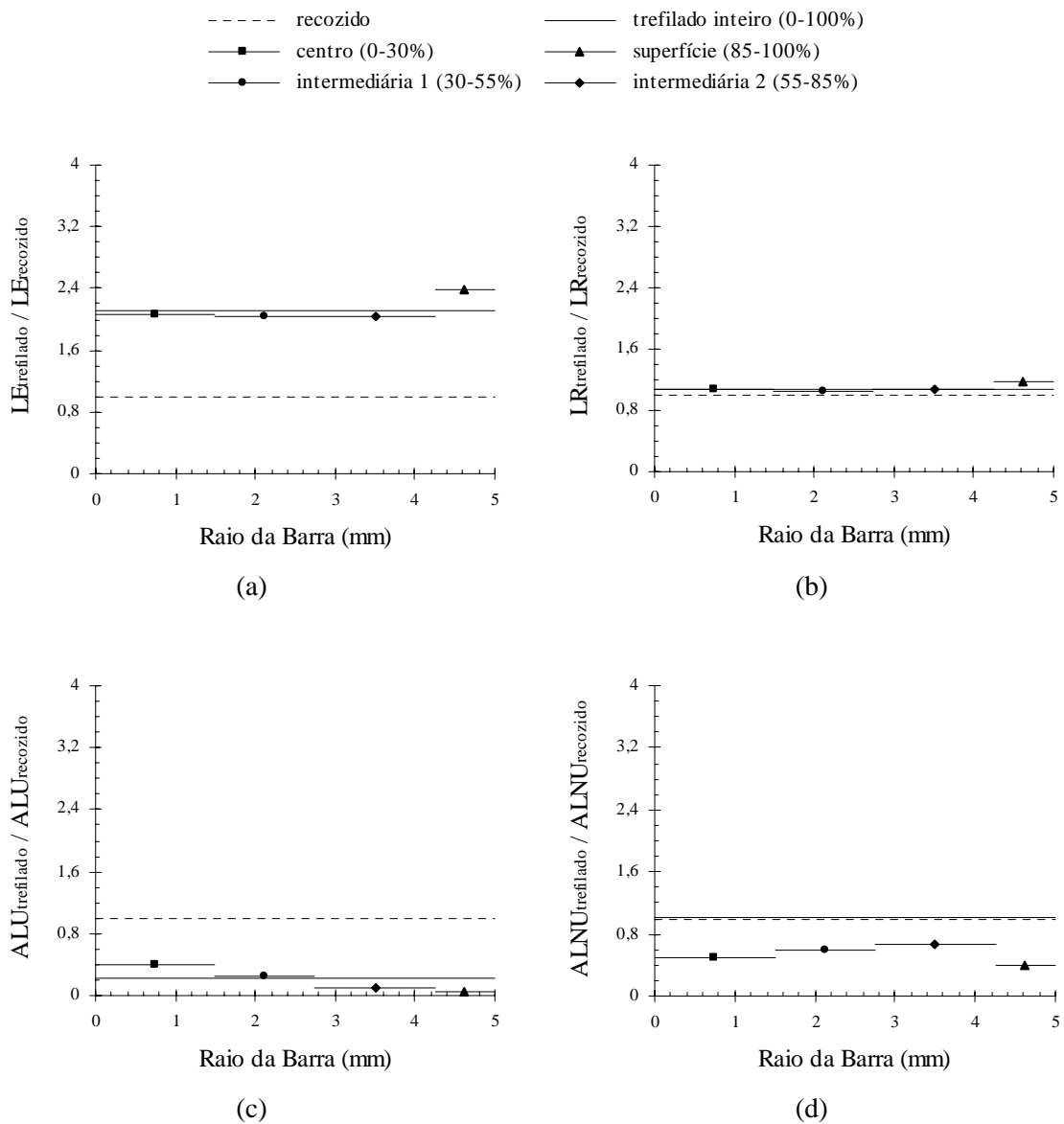


Figura 5.62 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

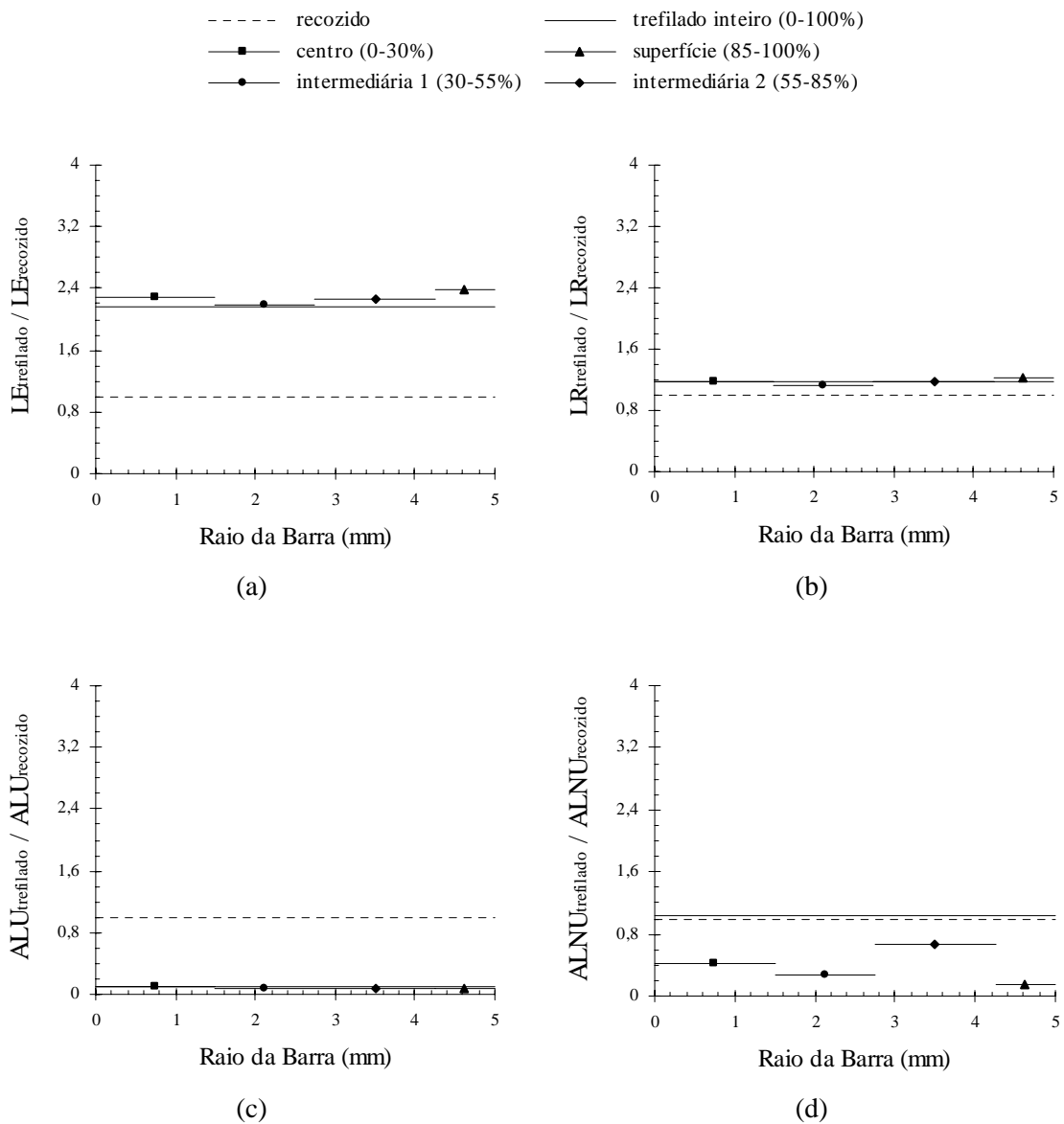


Figura 5.63 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

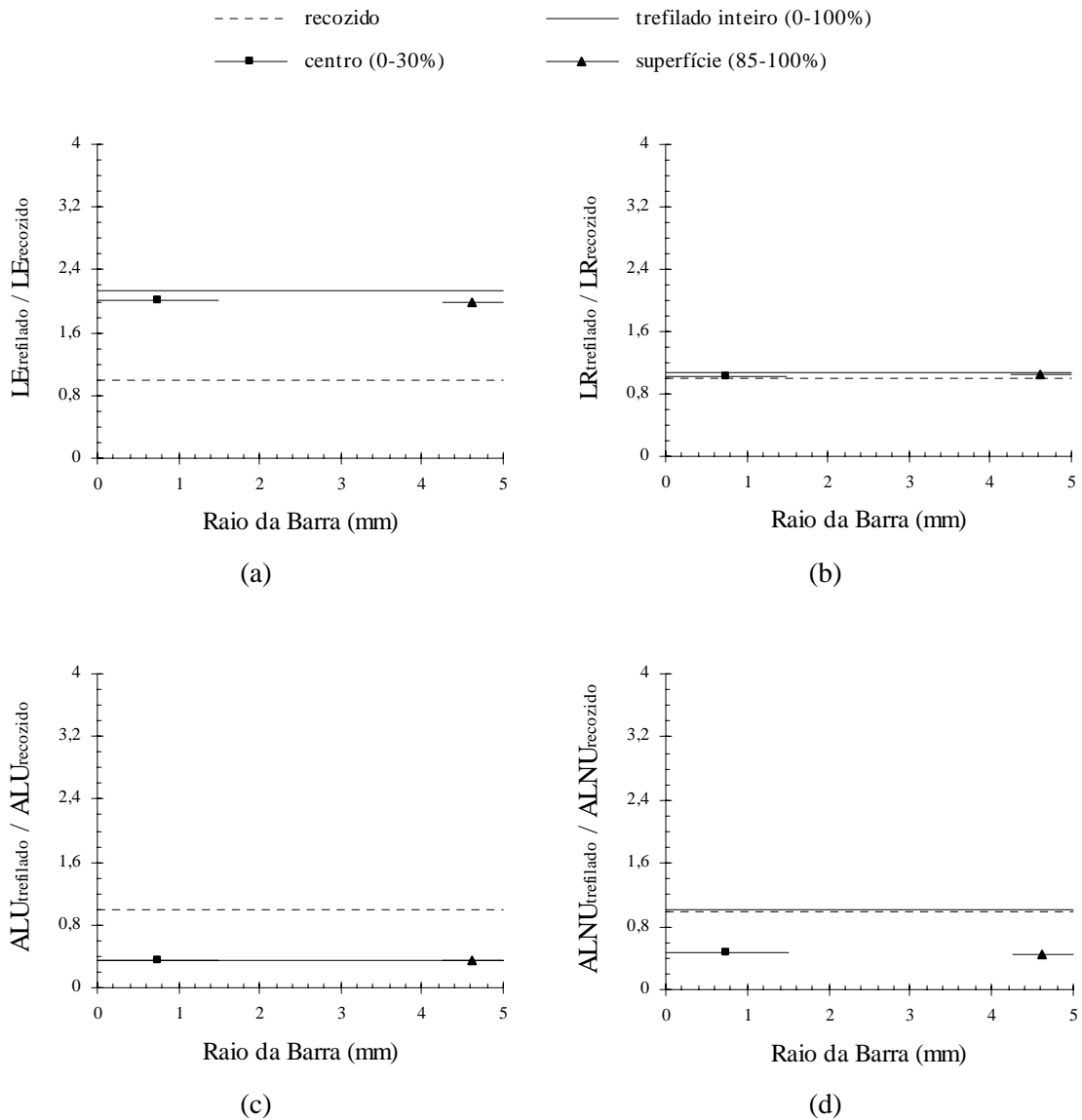


Figura 5.64 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

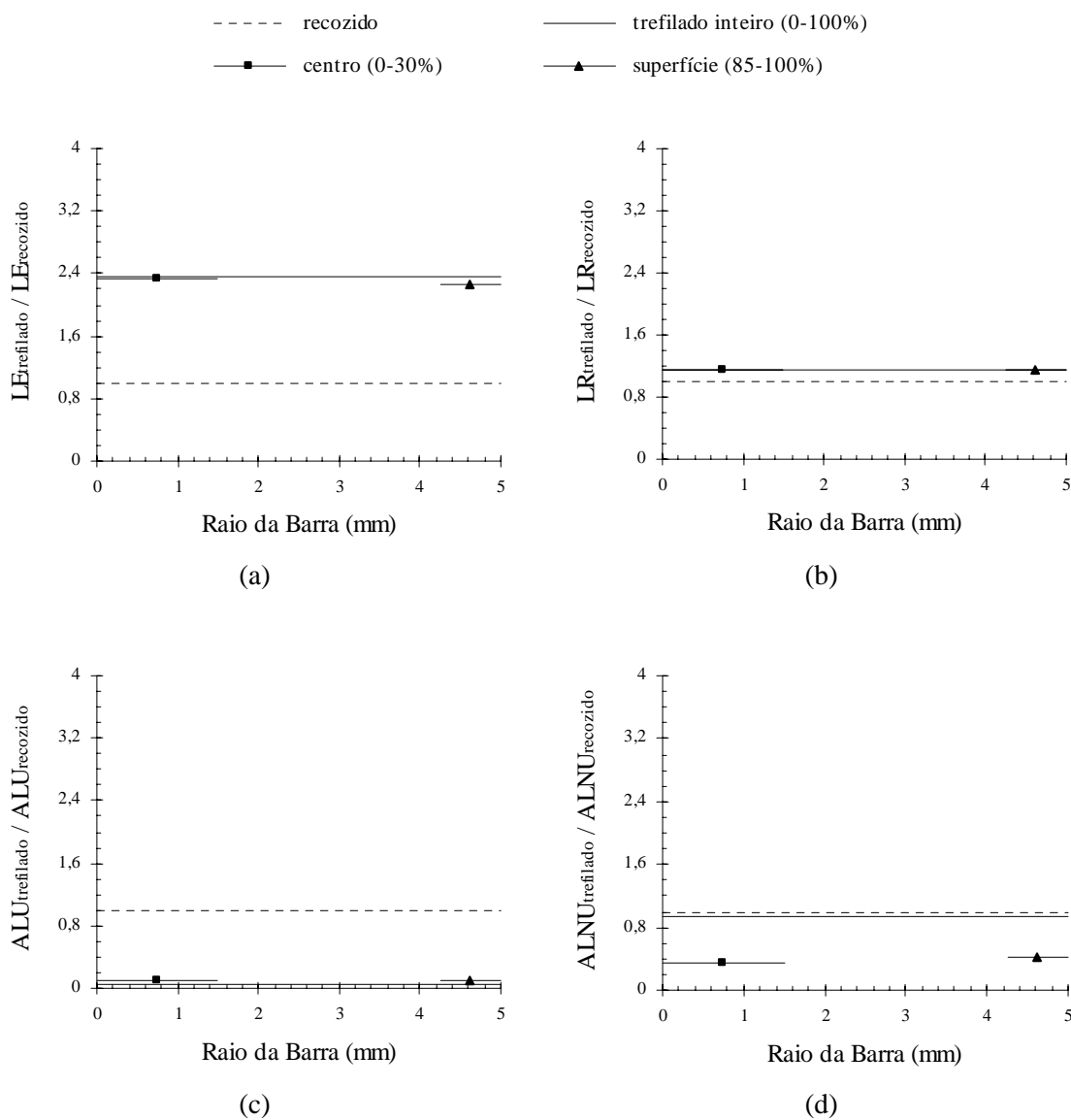


Figura 5.65 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de aço inoxidável 420 trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

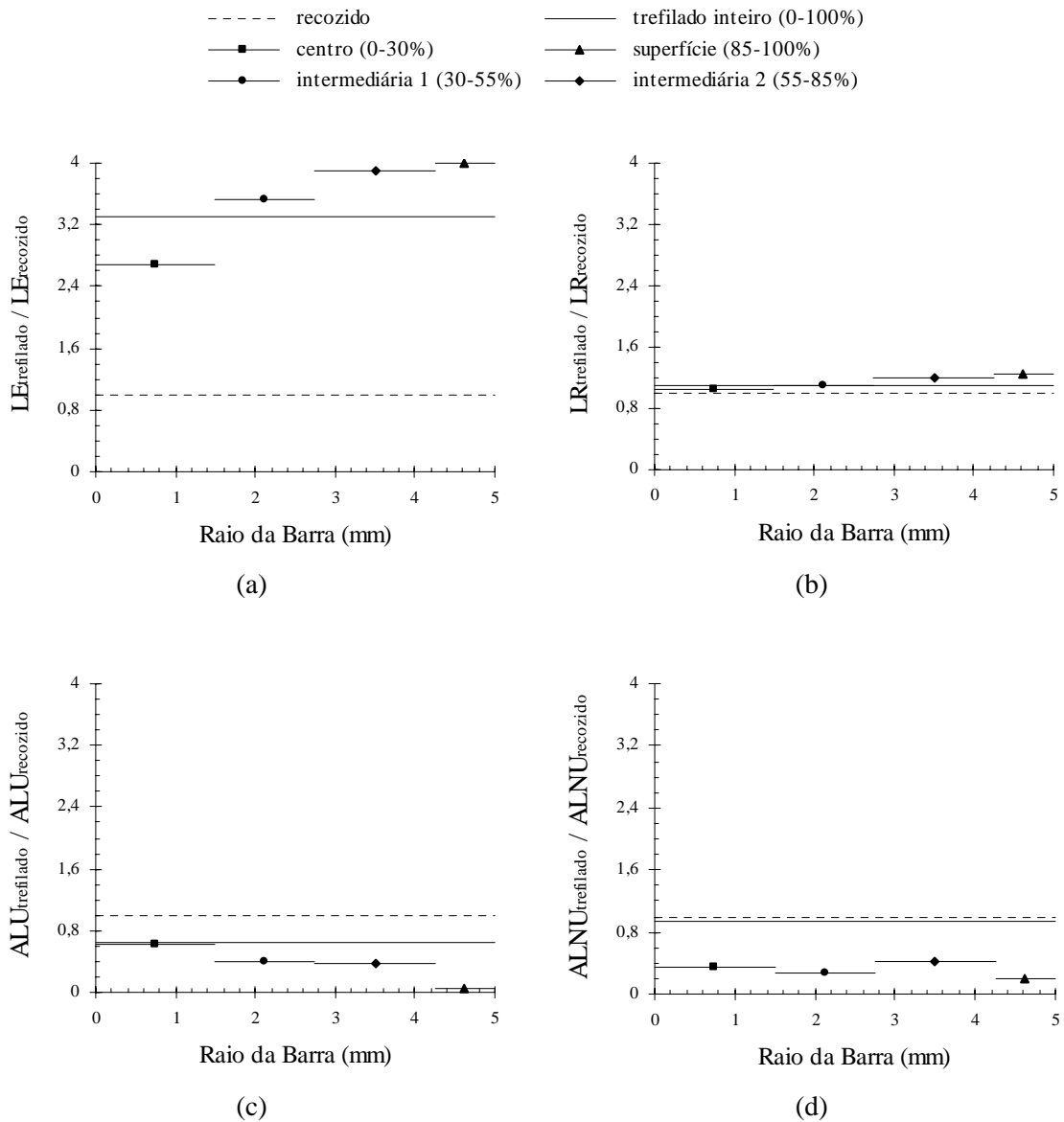


Figura 5.66 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

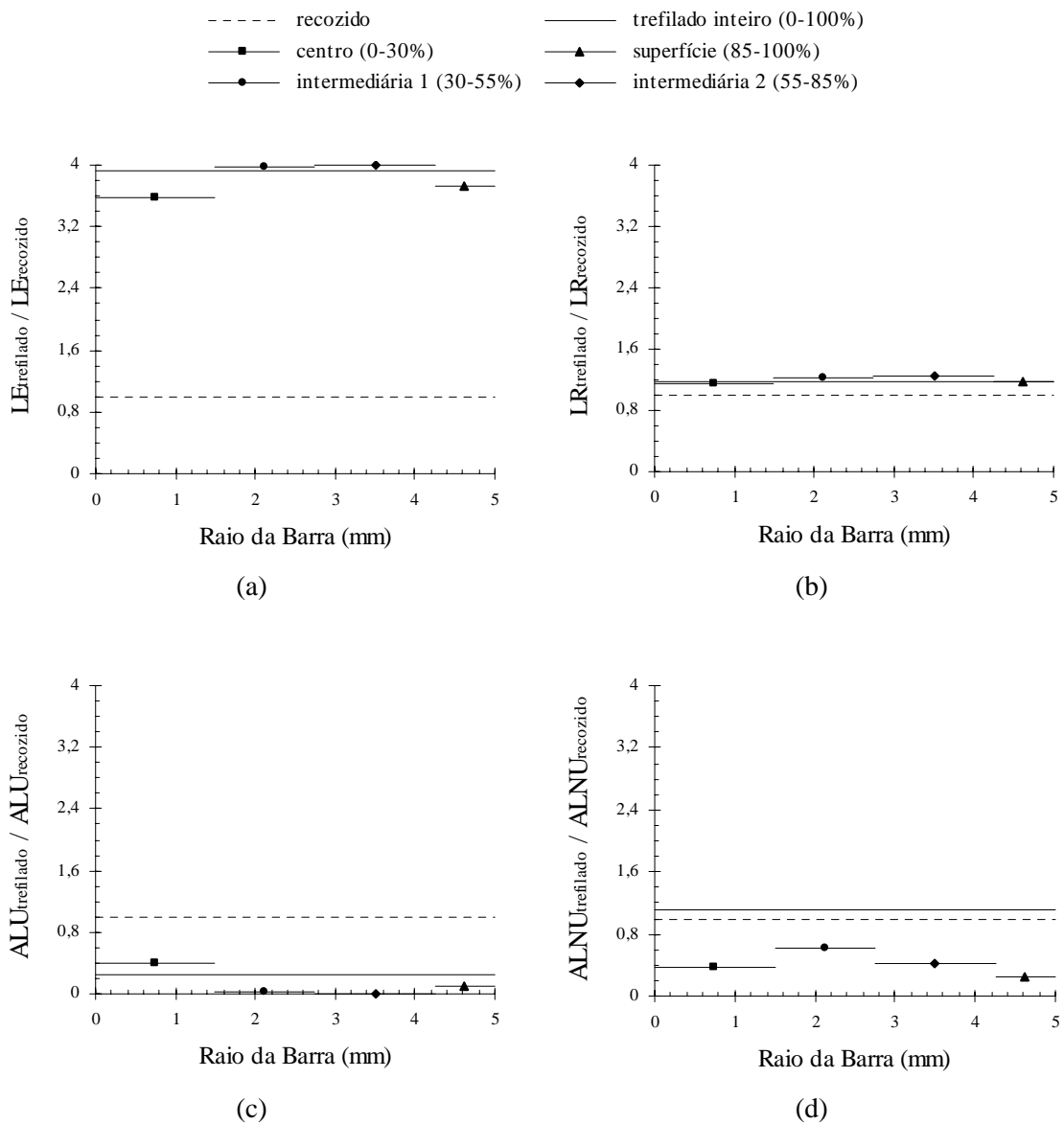


Figura 5.67 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

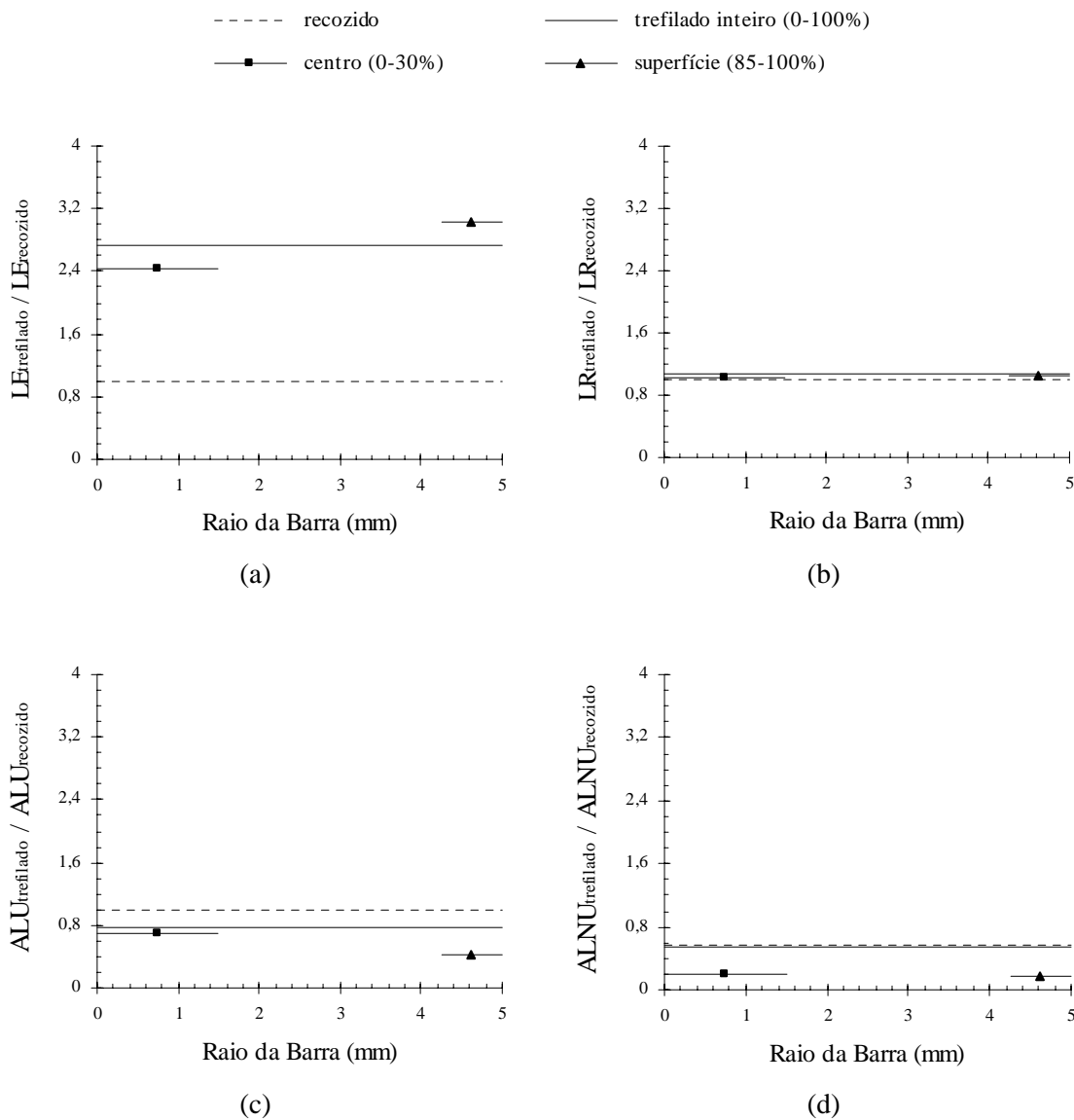


Figura 5.68 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

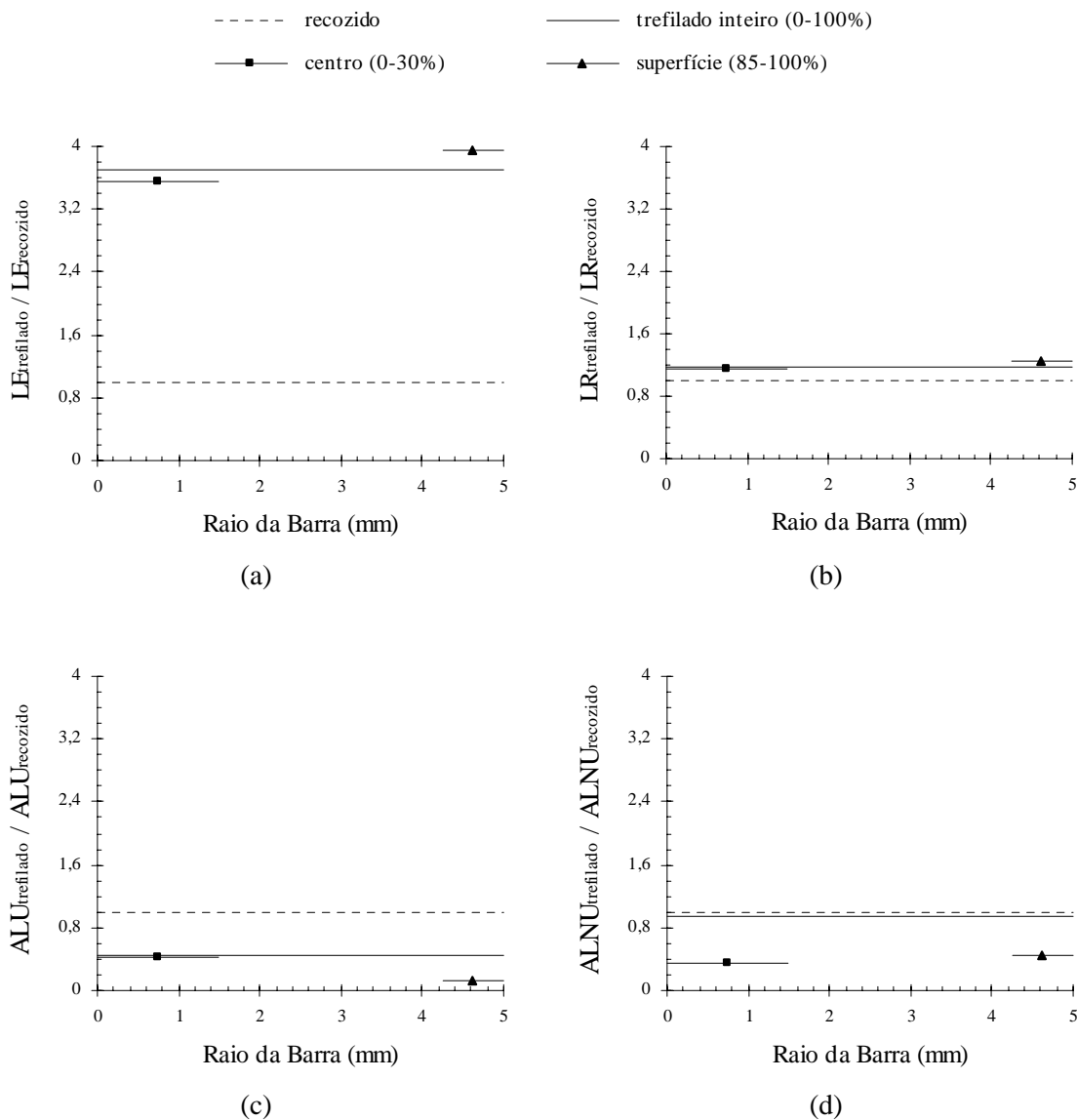


Figura 5.69 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de cobre trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

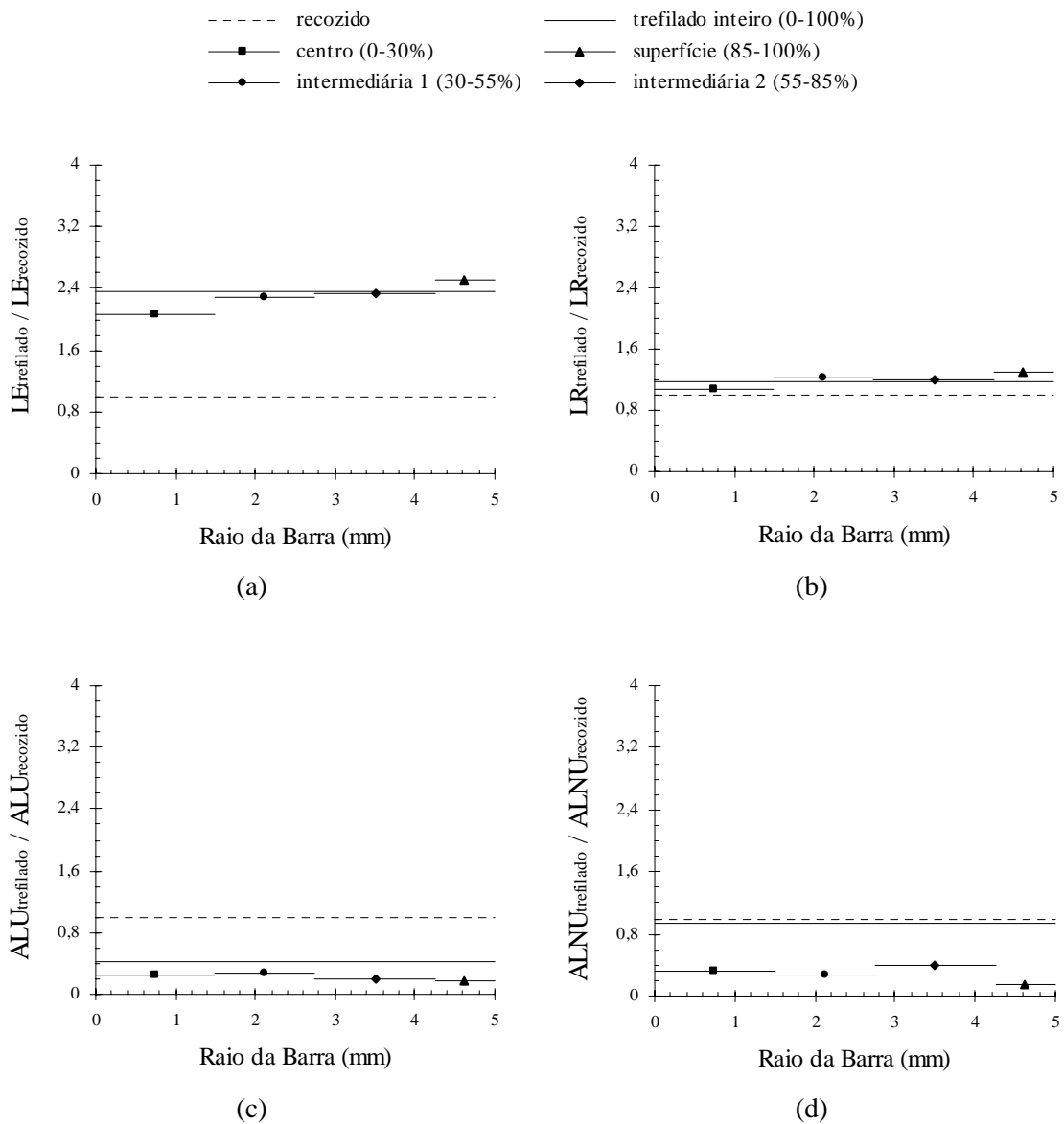


Figura 5.70 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

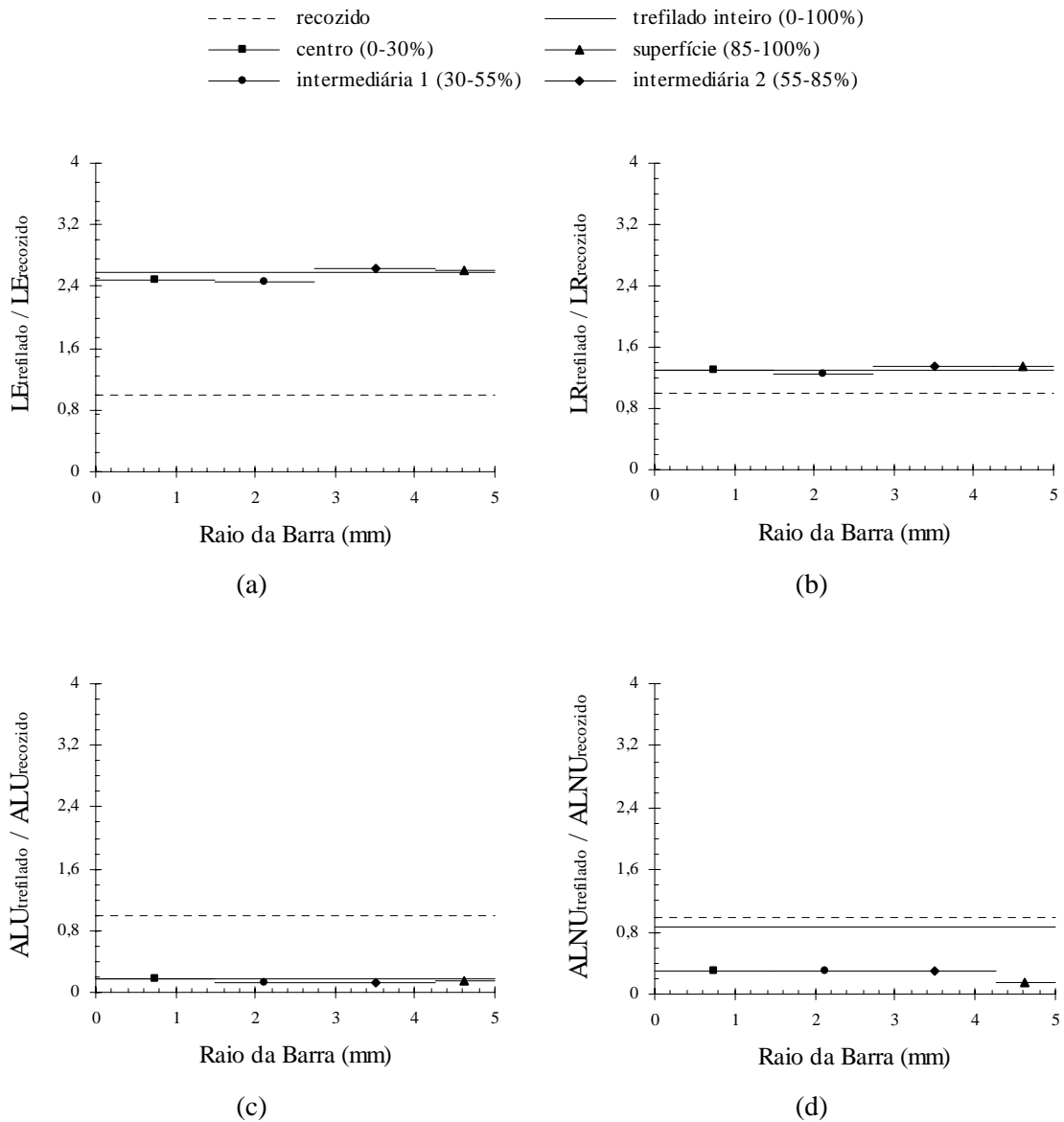


Figura 5.71 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

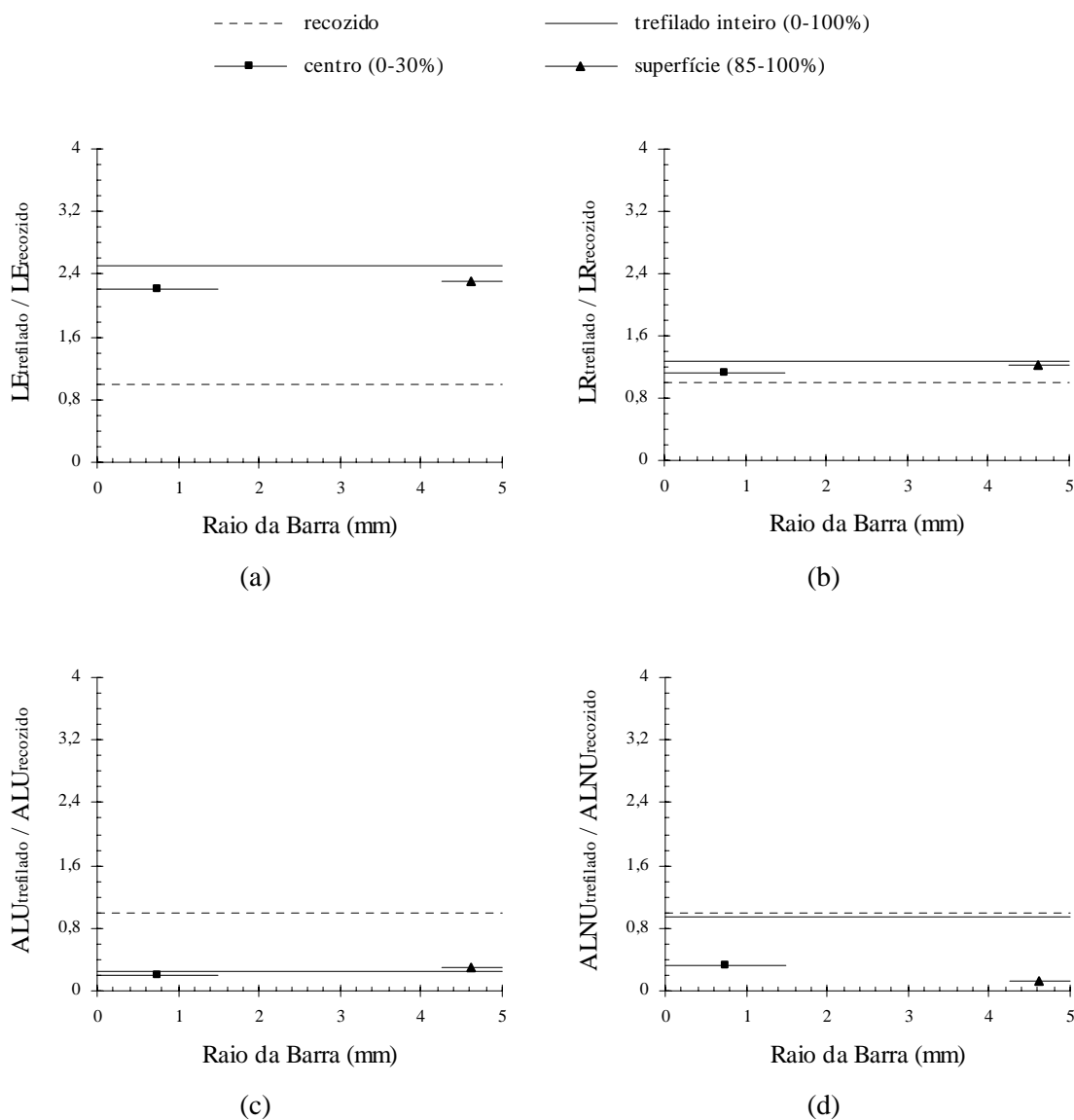


Figura 5.72 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

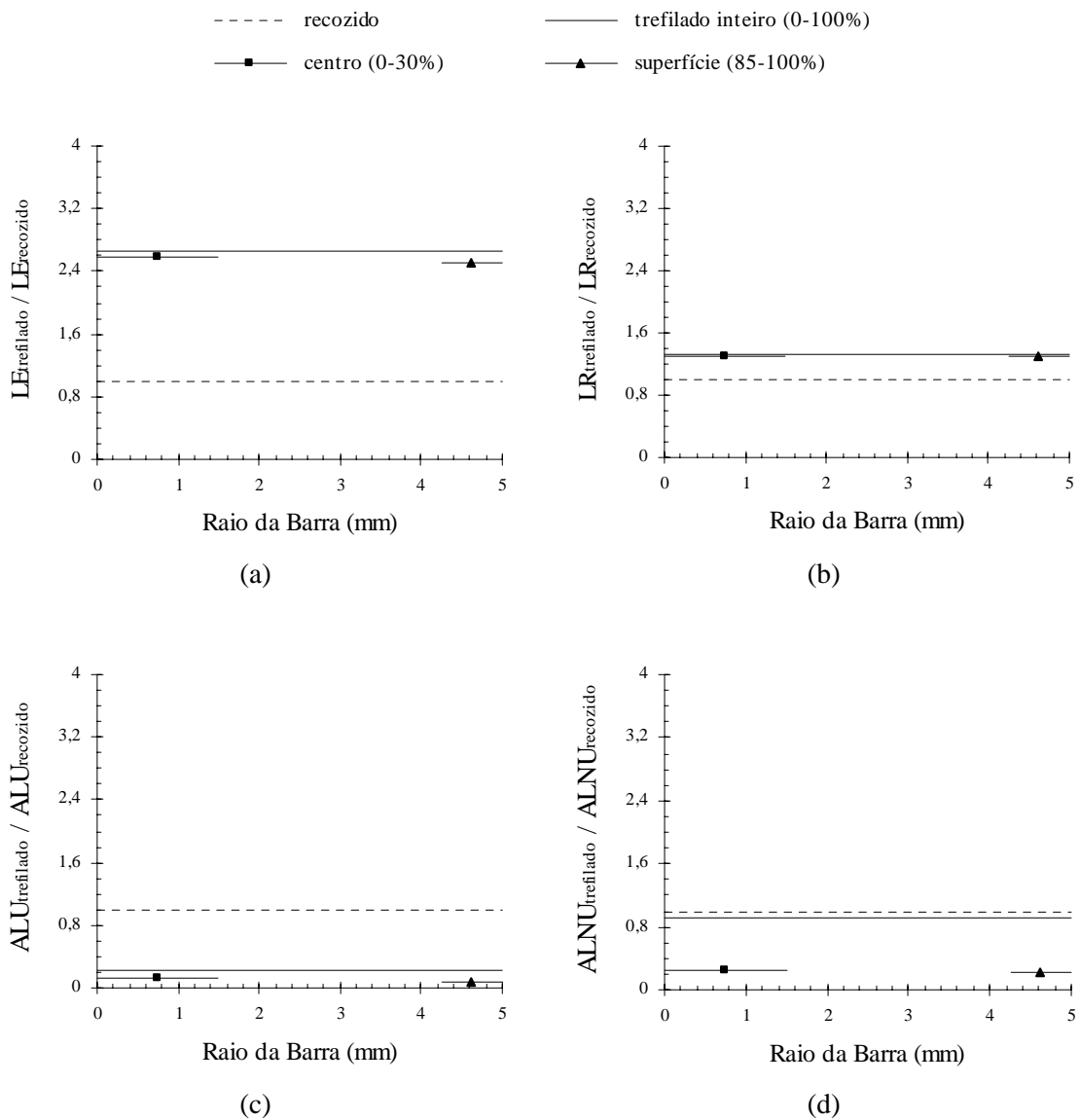


Figura 5.73 - Distribuição das propriedades mecânicas ao longo da seção transversal da barra de alumínio trefilada com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ - dados relativos das camadas do material trefilado, divididos pelo resultado da amostra recozida: (a) limite de escoamento, (b) limite de resistência, (c) alongamento uniforme e (d) alongamento não uniforme.

5.6. Efeito da Pré-Deformação no Encruamento Subsequente dos Materiais

O estudo do encruamento dos metais previamente trefilados é apresentado a seguir, através da comparação com o comportamento dos corpos de prova processados monotonicamente: os dados relativos às barras previamente deformadas são superpostos nas curvas de escoamento à tração das amostras recozidas, deslocadas do valor referente à deformação na trefilação ϵ_e . Uma vez que as camadas central e superficial representariam extremos em termos de tipos de esforços presentes durante a operação, o comportamento mecânico subsequente das mesmas também é avaliado, em conjunto com a curva do material inteiro. Para tal, assim como foi realizado para as barras completas, os valores de deformação média associados a estes volumes foram determinados também a partir da distribuição de deformação ao longo da seção transversal da amostra estabelecida através da técnica de visioplasticidade. O método de cálculo conduzido correspondeu ao mesmo utilizado na seção 5.3.2, e os resultados podem ser observados na tabela V.25.

Tabela V.25 - Deformação média ϵ_{visiop} das camadas das barras trefiladas calculada a partir da técnica de visioplasticidade.

condição de trefilação	camada	aço inoxidável 304	aço inoxidável 420	cobre	alumínio
		ϵ_{visiop}	ϵ_{visiop}	ϵ_{visiop}	ϵ_{visiop}
$\alpha = 20^\circ$ $r = 8\%$	centro	0,139	0,118	0,159	0,131
	superfície	0,179	0,165	0,201	0,152
$\alpha = 20^\circ$ $r = 15\%$	centro	0,198	0,227	0,250	0,227
	superfície	0,306	0,305	0,335	0,294
$\alpha = 3^\circ$ $r = 8\%$	centro	0,082	0,084	0,088	0,083
	superfície	0,087	0,097	0,090	0,089
$\alpha = 3^\circ$ $r = 15\%$	centro	0,173	0,171	0,172	0,169
	superfície	0,192	0,192	0,196	0,198

Nas figuras 5.74 a 5.77 é mostrada a análise da deformação em dois estágios das barras de aço inoxidável 304 trefiladas com $\alpha = 20^\circ$ e 3° e $r = 8\%$ e 15% . Em contraste com as figuras exibidas anteriormente, nas quais são mostrados gráficos com as curvas correspondentes apenas à deformação uniforme e gráficos relativos aos dados completos dos experimentos, os resultados a

seguir são arranjos de forma a possibilitar a avaliação integral do encruamento das amostras (curvas de escoamento completas) e detalhes do mesmo (expansão da região referente ao início do segundo modo de deformação), sem obedecer a uma organização de acordo com o tipo de deformação presente. Ressalta-se que na descrição apresentada os dados referentes às porções finais das curvas são considerados de maneira qualitativa, muitas vezes não mencionados, devido à dificuldade de determinação experimental, fato que deverá valer para os demais metais utilizados neste trabalho.

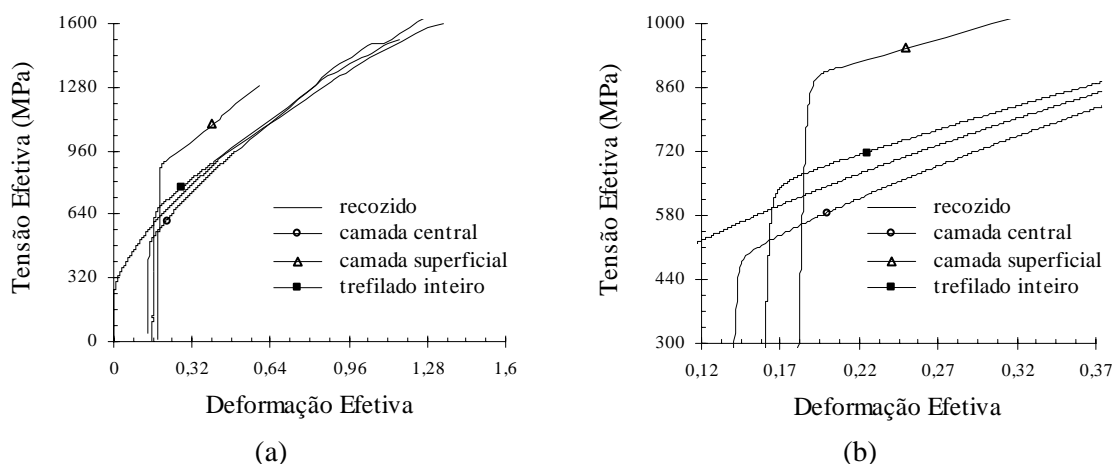


Figura 5.74 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

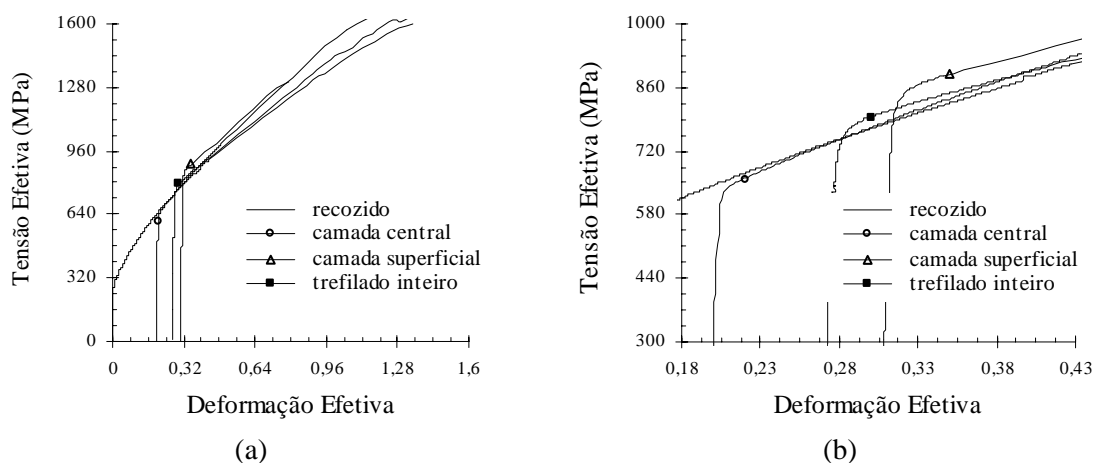


Figura 5.75 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

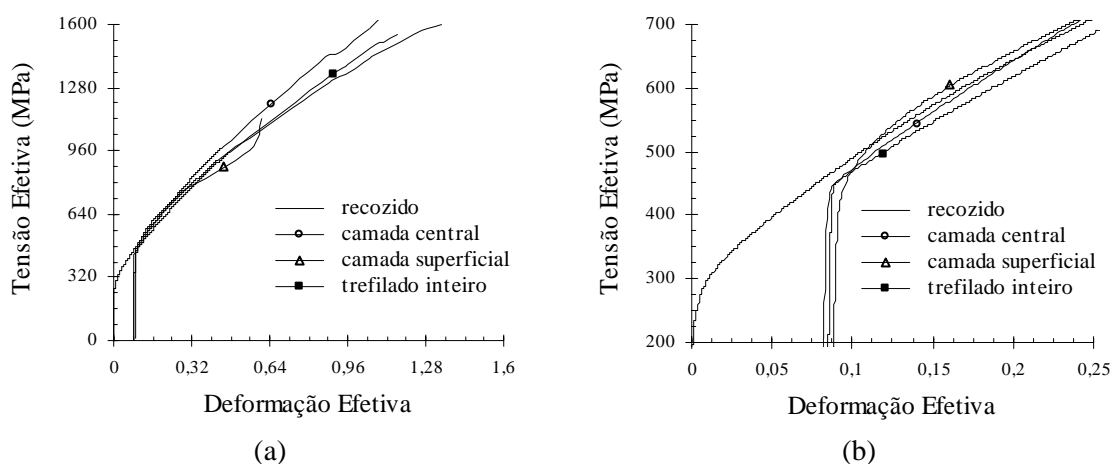


Figura 5.76 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

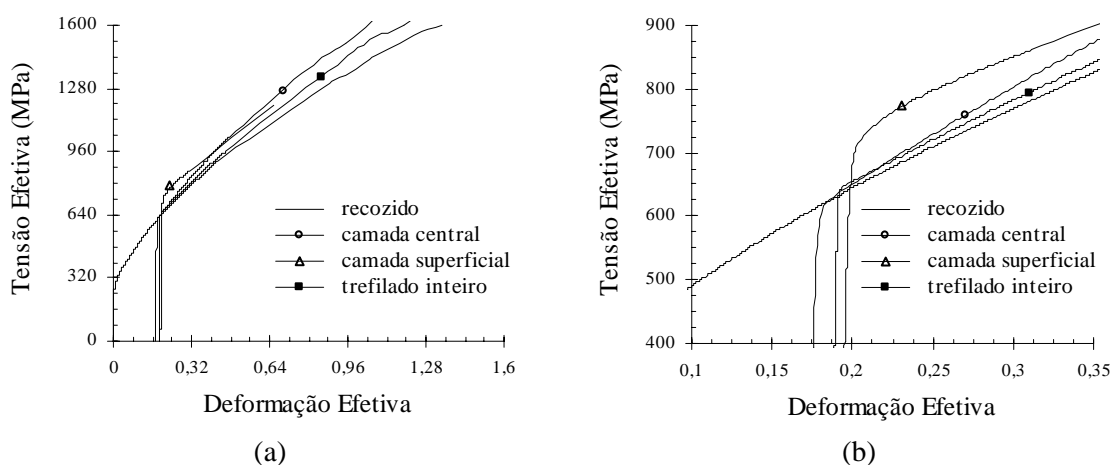


Figura 5.77 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

Em geral, observa-se que o comportamento mecânico comparativo da região superficial do metal difere daquele obtido para o centro da amostra, ou seja, a relação entre as tensões de escoamento e taxas de encruamento da mesma com os resultados associados ao material deformado monotonicamente não segue os mesmos princípios, especialmente para semi-ângulo de fieira mais alto. Para $\alpha = 20^\circ$, verifica-se que, independente da redução de área, o volume externo do corpo de prova é caracterizado pela ocorrência de tensões iniciais de fluxo superiores às do metal somente tracionado, seguidas de taxa de encruamento também elevadas, situando as curvas acima

das demais e, assim, evidenciando a ocorrência de efeitos permanentes do processamento anterior no encruamento subsequente da camada. Já para a região central, ainda que as tensões de recarregamento sejam inferiores, os valores razoavelmente altos de taxa de encruamento levam a curva a uma posição próxima dos resultados referentes à tração pura, sugerindo a recuperação e evolução da estrutura interna do material relatada anteriormente como um comportamento do tipo 1⁽¹⁷⁾. Os resultados apresentados para a barra como um todo parecem combinar os efeitos observados nas duas porções da amostra: encruamento mais pronunciado no início do segundo estágio minimizado pelo desenvolvimento de taxa inferior, induzindo a um comportamento mecânico discretamente similar ao da operação monotônica com o decorrer da deformação (neste caso, definido como do tipo 2). Nota-se que as diferenças constatadas entre as curvas do metal (barra inteira e volumes) conformado por trefilação seguida de tração ou somente por tração são mais pronunciadas para a amostra na qual a redução de área = 8%. Alguns aspectos deste fenômeno foram comentados na seção 5.5, mais especificamente a relação entre a combinação de esforços de cisalhamento/tração na trefilação para cada situação e a influência da magnitude da mudança no caminho de deformação, cuja análise também se aplicaria a esta abordagem dos resultados. Para $\alpha = 3^\circ$, a resistência mecânica do metal durante o segundo carregamento parece ser mais semelhante aos dados da amostra recozida do que foi observado para o outro semi-ângulo, com exceção da camada superficial da amostra processada com $r = 15\%$, cuja elevação nas tensões iniciais de fluxo é similar ao que foi exibido para $\alpha = 20^\circ$. Examinando as figuras de maneira um pouco mais detalhada, verifica-se que para $r = 8\%$, tanto os volumes interno e externo como a barra inteira expõem tensões de escoamento inferiores seguidas de taxas de encruamento mais altas, tendo como consequência curvas tensão-deformação tendendo para aquela relativa ao último tipo de esforço aplicado. Em contraste com esses resultados, a utilização de $r = 15\%$ implica em valores de tensão no princípio da tração superiores aos pontos do metal não deformado previamente e taxas de encruamento mais elevadas para o centro e para a peça não usinada e inferiores para a superfície.

Os gráficos mostrados até o momento compreendem a análise do encruamento posterior das amostras de aço inoxidável 304 trefiladas em quatro condições de operação, para as quais foram conduzidos os experimentos de camadas. Na figura 5.78 podem ser visualizados os resultados referentes às demais situações de processamento, obviamente relativos apenas ao comportamento médio da barra inteira, associados às curvas já apresentadas e agrupados de acordo com o semi-ângulo de fieira. Ressalta-se que, como não foram determinados os perfis de deformação nos casos onde a redução de área na trefilação equivalia a 3%, a deformação média utilizada para locar nos gráficos as curvas referentes a este valor foi determinada através dos dados de parâmetro Δ e das equações estabelecidas com os demais resultados de visioelasticidade, exibidas na figura 5.31. Este mesmo procedimento foi adotado para os outros três metais considerados no trabalho.

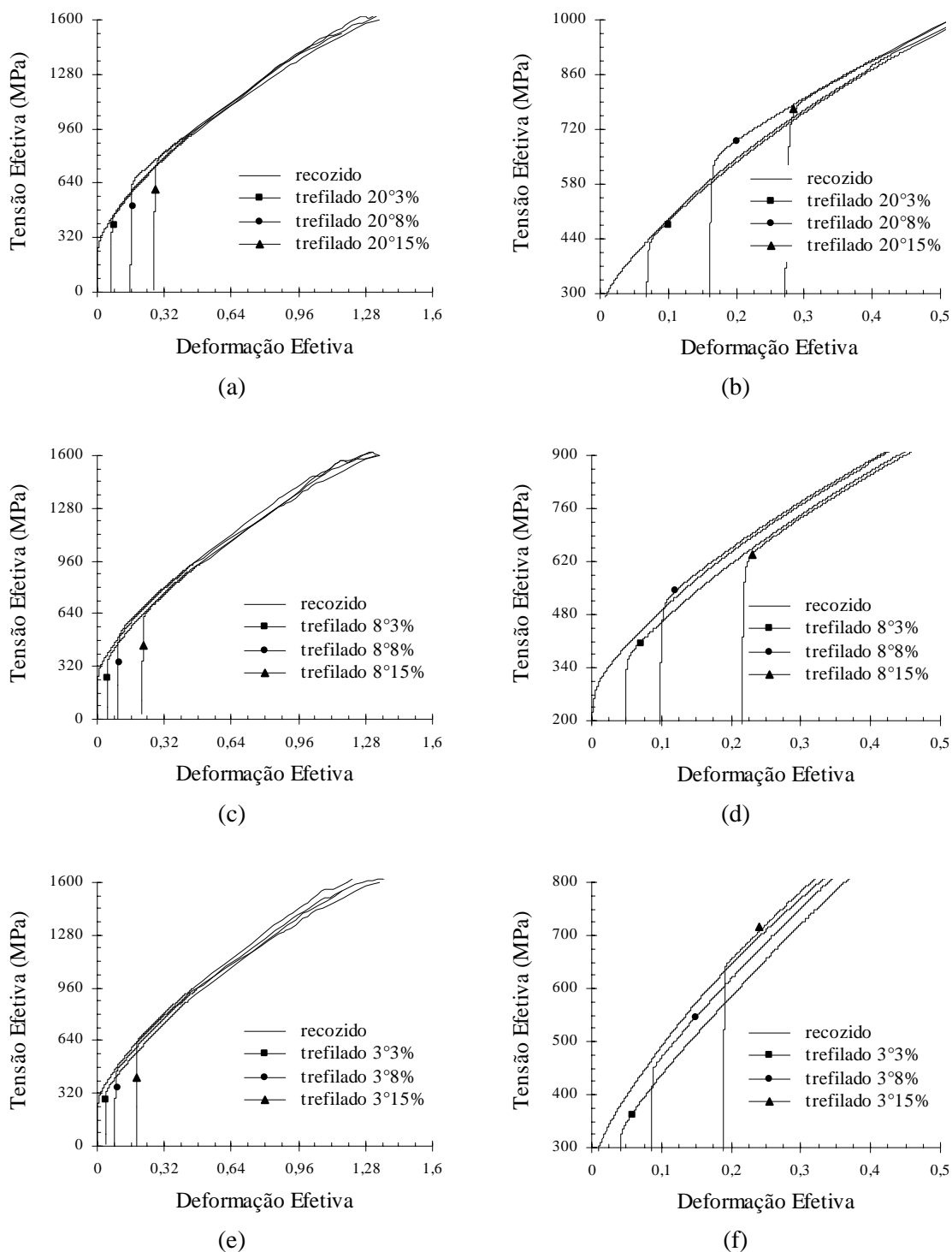


Figura 5.78 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras inteiras de aço inoxidável 304 trefilado superpostas nos resultados do metal recozido: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$.

Em adição ao que foi demonstrado nas figuras 5.74 a 5.77, observa-se que o encruamento das amostras trefiladas com $r = 3\%$ é inferior àquele que seria obtido no metal apenas processado por tração, independente do valor de semi-ângulo, e que os efeitos da pré-deformação aumentam com o mesmo. Para $\alpha = 8^\circ$, representando as outras situações para as quais o estudo não havia sido conduzido, verifica-se que as curvas, dependendo da redução de área, ora situam-se abaixo, ora acima dos resultados do ensaio do corpo de prova recozido. Dessa forma, parece que, a princípio, o material trefilado não apresenta uma tendência ou norma geral de comportamento na tração subsequente, tanto em termos de camadas como para a barra trefilada inteira, fato certamente associado à complexidade dos eventos estruturais presentes durante o ensaio: rearranjo da distribuição de discordâncias e transformação martensítica induzida por deformação plástica.

Nas figuras 5.79 a 5.82 são exibidos os resultados referentes às barras de aço inoxidável 420. De maneira geral, em contraste com os dados obtidos para o aço inoxidável 304, uma tendência de comportamento independente tanto da região ou porção da peça avaliada como da condição de trefilação prévia é verificada. As amostras pré-deformadas exibem tensões iniciais de fluxo abaixo dos valores relativos ao teste do metal recozido (excluindo o volume superficial associado a $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$) e uma leve disposição para aproximação com a curva do mesmo (com algumas exceções).

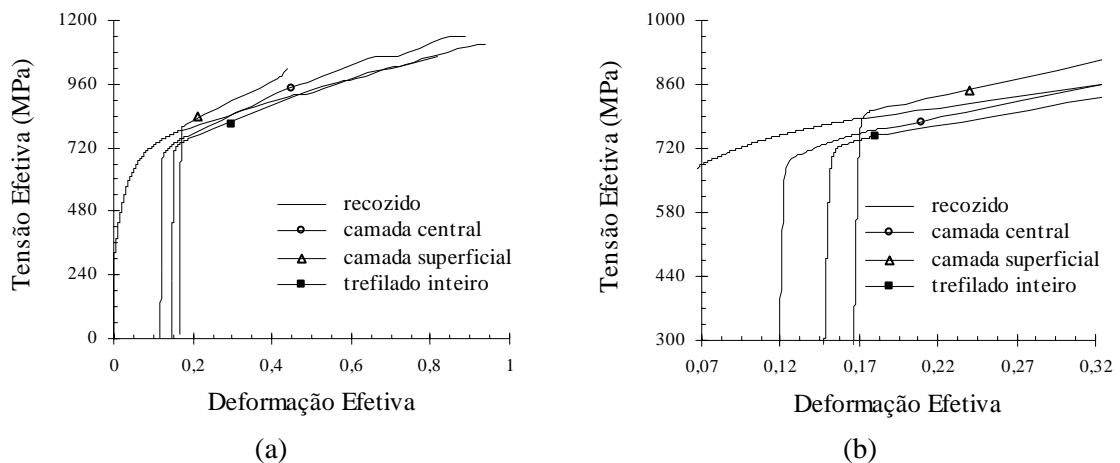


Figura 5.79 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

Dessa forma, diferentemente do material anterior, o aço inoxidável 420 pré-deformado parece exibir um comportamento mecânico à tração subsequente mais “constante”, típico daquele que poderia ser classificado como do tipo 1⁽¹⁷⁾. Neste caso, o encruamento observado com a alteração

na trajetória de deformação de trefilação para tração estaria associado à reorientação dos componentes direcionais das tensões internas geradas no primeiro modo de deformação⁽²²⁾ e/ou à dissolução e evolução do arranjo subestrutural formado previamente⁽²⁵⁾.

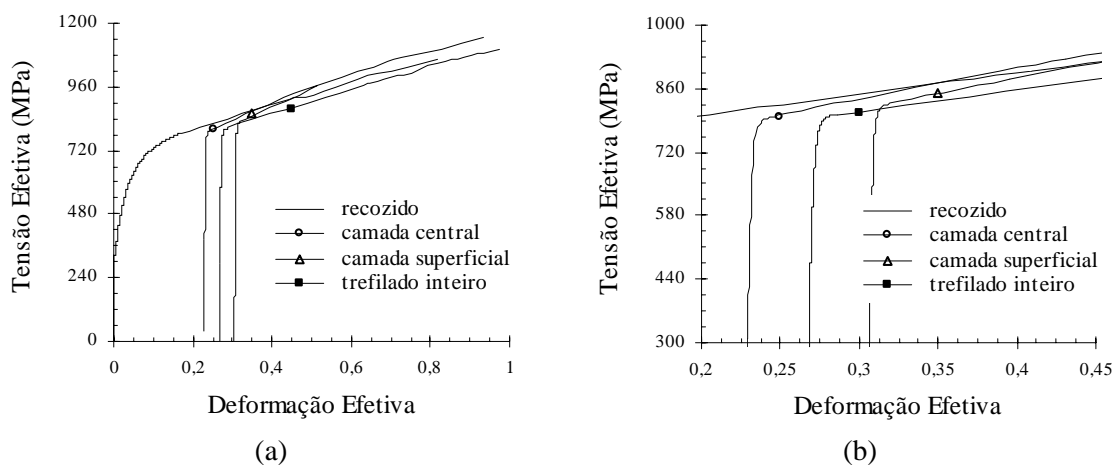


Figura 5.80 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

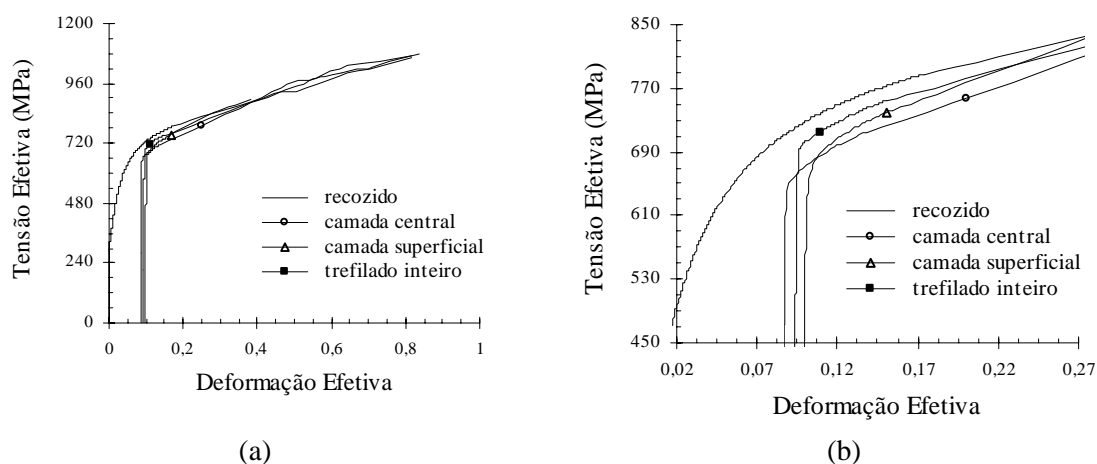


Figura 5.81 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

Na figura 5.83 são mostradas as curvas de escoamento à tração referentes às barras trefiladas com as nove condições de operação, também sobrepostas nos dados do metal recozido. Os resultados

apresentados confirmam a análise realizada anteriormente: para as demais situações de processo, o encruamento posterior médio das barras também é caracterizado pela ocorrência de tensões de recarregamento inferiores e taxas mais elevadas. Ressalta-se que esse comportamento, pelo menos em relação à resistência mecânica inicial das amostras, já havia sido sugerido dentro do estudo do coeficiente de deformação redundante através da técnica de superposição das curvas tensão-deformação (item 5.3.2). Em adição a este fenômeno, avaliando os gráficos completos da figura, verifica-se também que, para um mesmo valor de redução de área, os efeitos de caminho de deformação parecem ser mais suaves com a diminuição do semi-ângulo de fieira utilizado.

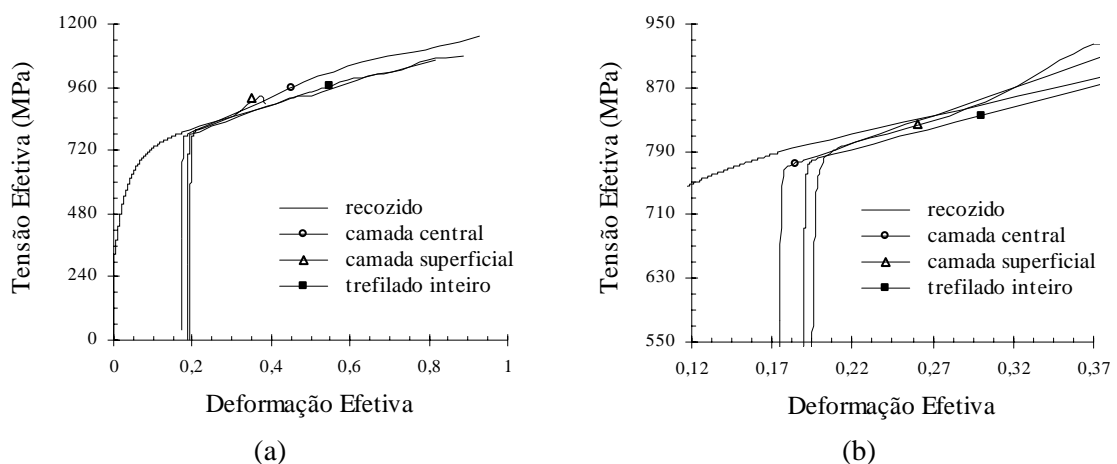


Figura 5.82 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

Ainda em relação aos resultados do aço inoxidável 420, dois fatos devem ser mencionados. O primeiro é que, assim como havia sido comentado nas seções 5.4 e 5.5, o comportamento mecânico do metal trefilado realmente parece ser menos dependente da magnitude da mudança no caminho de deformação, uma vez que para as nove condições de trefilação avaliadas (e também para os volumes central e superficial de quatro delas) a alteração no encruamento é relativamente similar. O segundo é que os primeiros trabalhos tidos como referência sobre o tema associam o comportamento oposto do constatado para o aço inoxidável 420 neste trabalho como típico de materiais ferríticos⁽¹⁷⁻¹⁹⁾, sugerindo, portanto, que as características estruturais dos mesmos, embora importantes, não devem ser os únicos fatores a ditar o encruamento. Uma avaliação geral de trabalhos anteriormente desenvolvidos para a liga de alumínio AA1050 (alguns resultados, inclusive, são mostrados na seção 3.1.4) evidencia este fenômeno^(22,25,26,34). Comportamentos mecânicos diversos são observados, e os mesmos ora são associados à

reorientação dos componentes de tensões internas, ora ao rearranjo da distribuição das discordâncias e ainda à evolução da textura cristalográfica com a deformação

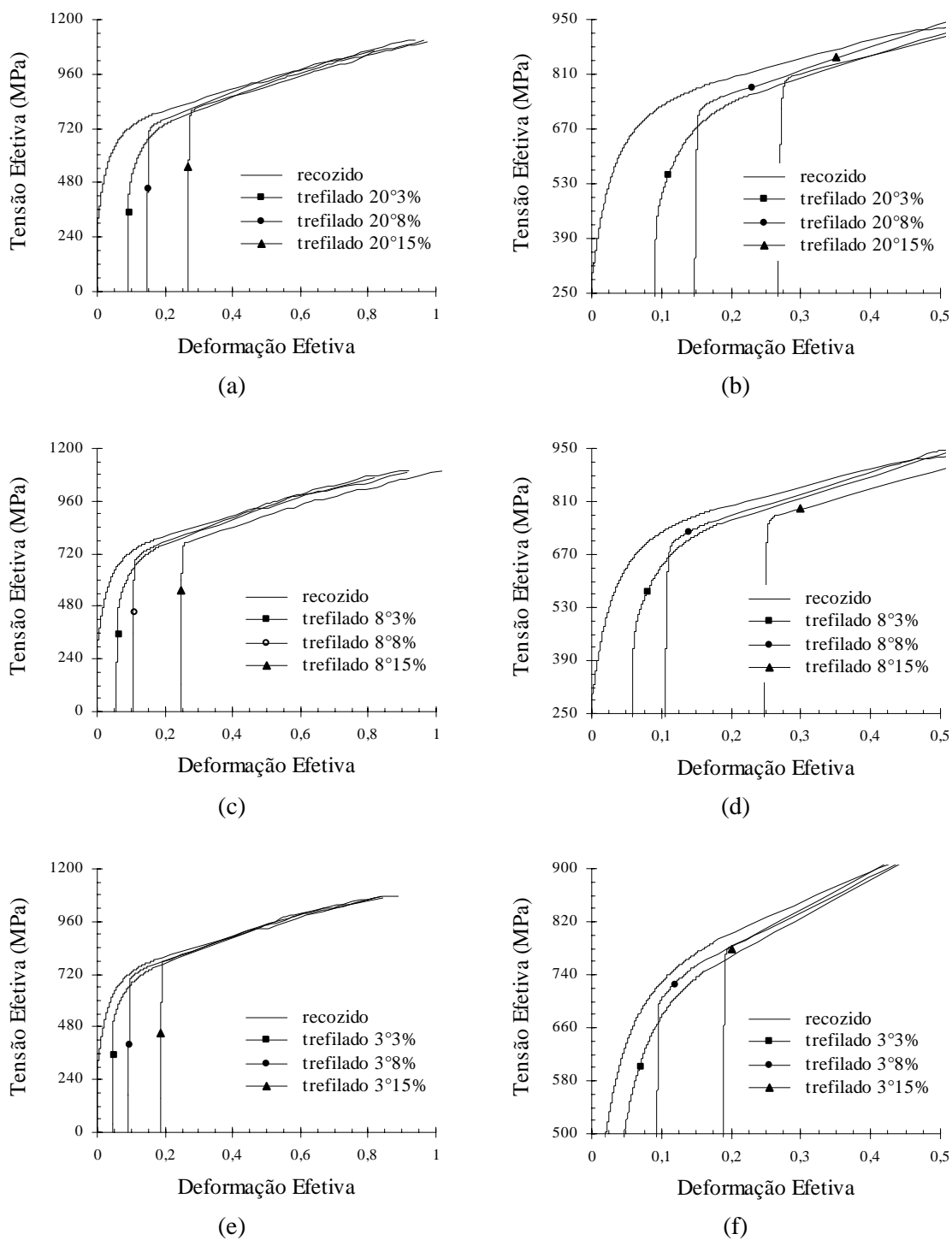


Figura 5.83 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras inteiras de aço inoxidável 420 trefilado superpostas nos resultados do metal recozido: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$.

A análise do encruamento dos corpos de prova de cobre trefilados, barras não usinadas e camadas central e superficial das mesmas, é exibida nas figuras 5.84 a 5.87. Em geral, similarmente ao que foi detectado para o aço inoxidável 304, observa-se que os comportamentos mecânicos das regiões externa e interna são distintos, se confrontados com os resultados associados ao metal somente tracionado. Com exceção da situação na qual $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$, os dados referentes aos volumes superficiais dos corpos de prova situam-se acima da curva do metal recozido, enquanto os valores oriundos do centro e da barra inteira são inferiores à mesma para as quatro condições de operação. No que se refere à diferença de encruamento verificada na figura 5.85, ressalta-se que o resultado deve estar associado aos possíveis efeitos de deformação cíclica na superfície do corpo de prova, que certamente são mais pronunciados para estes parâmetros de processo. Lembra-se que uma descrição mais detalhada do fenômeno foi apresentada na avaliação do comportamento mecânico ao longo da seção transversal da amostra (seção 5.5), na qual foi constatada inclusive a ocorrência da diminuição da resistência da região com o aumento da redução de área para $\alpha = 20^\circ$.

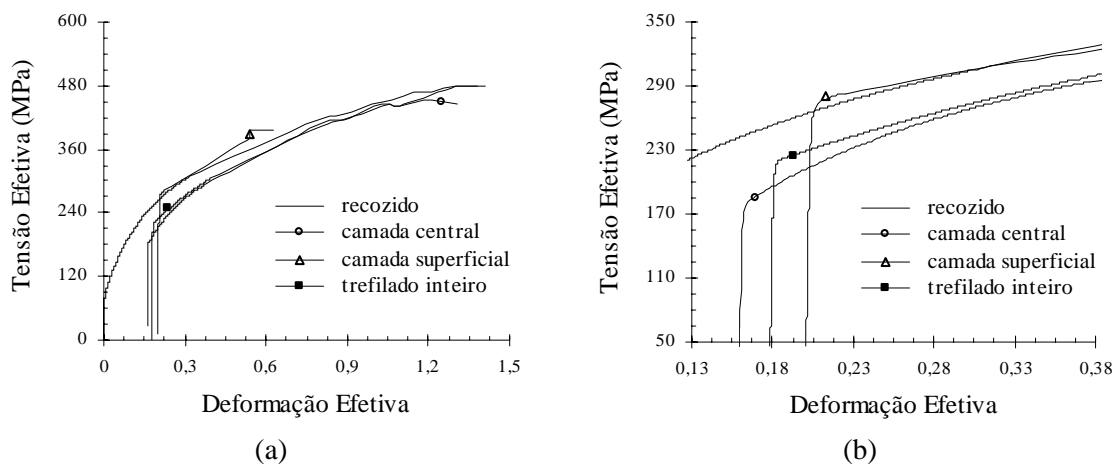


Figura 5.84 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de cobre trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

Ainda que para a porção mais externa do metal trefilado não tenha sido possível observar uma disposição geral de encruamento, o mesmo não pode ser afirmado em relação ao comportamento mecânico do centro e da barra inteira. Para este último caso inclusive, verifica-se que não somente para as quatro condições de operação já descritas, mas também para as outras cinco, a curva de escoamento à tração do material trefilado exibe tensões de recarregamento inferiores àquelas obtidas na deformação monotônica e taxas de encruamento aparentemente superiores, induzindo as mesmas para a curva do metal recozido (figura 5.88). Nota-se também que os

efeitos da alteração na trajetória de deformação de trefilação para a tração se tornam menos pronunciados na medida em que o valor do semi-ângulo da matriz é reduzido. Dessa forma, embora sejam materiais com características estruturais distintas, constata-se a ocorrência de encruamento, dentro da análise da deformação em dois estágios, qualitativamente semelhante para o cobre e para o aço inoxidável 420.

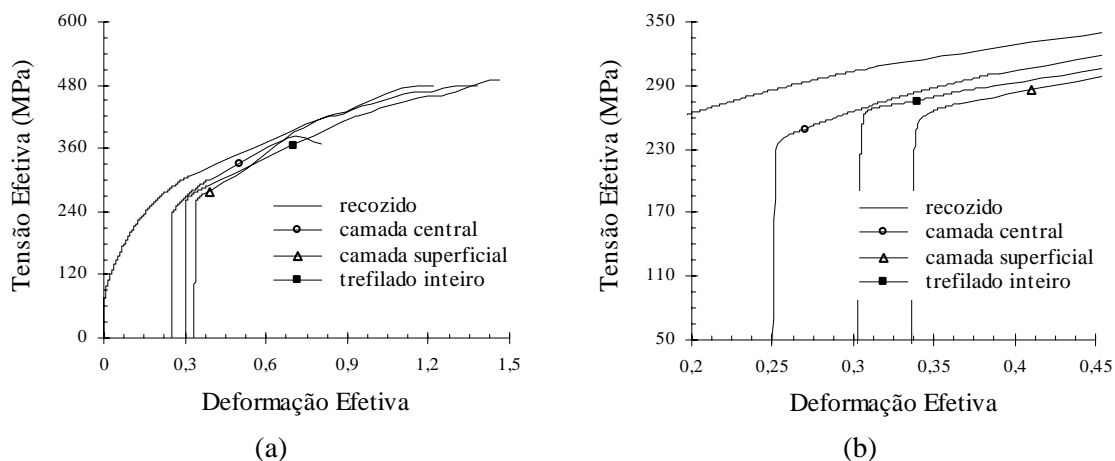


Figura 5.85 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de cobre trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

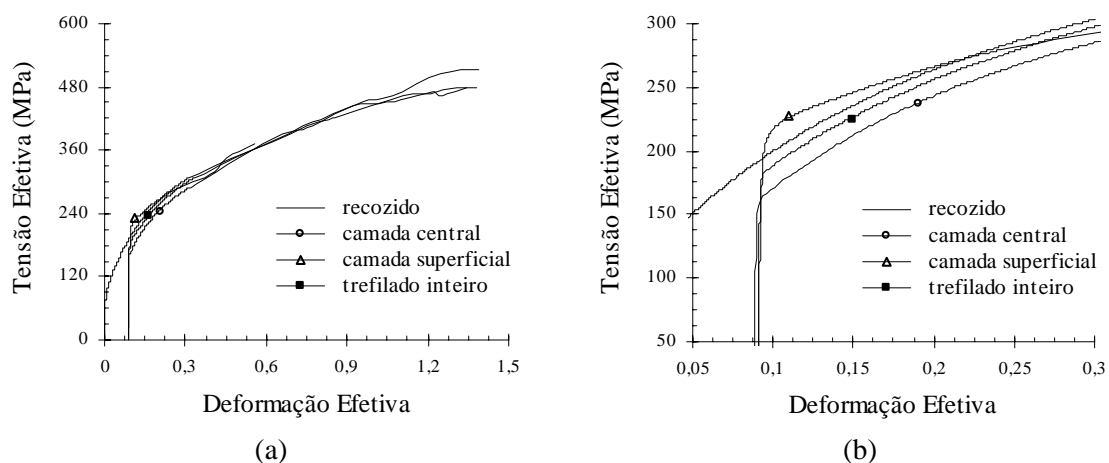


Figura 5.86 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de cobre trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

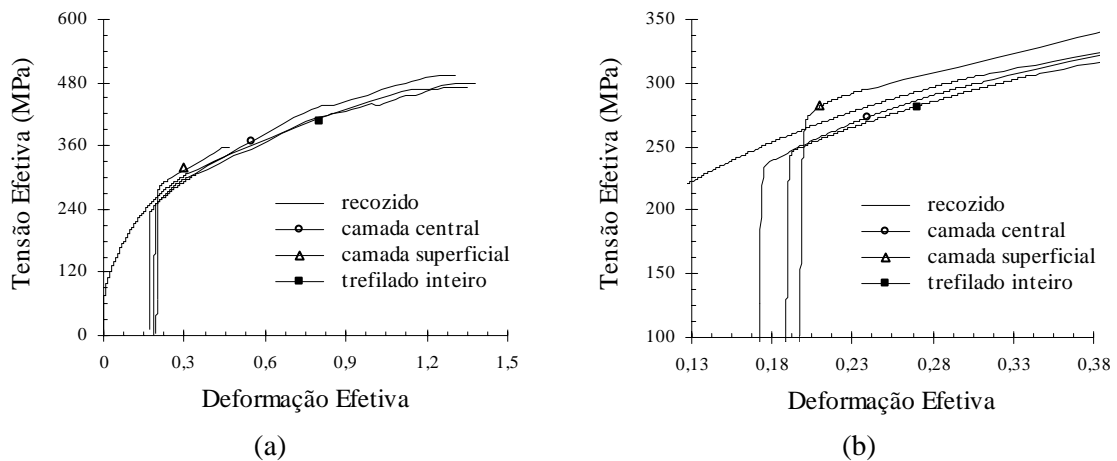


Figura 5.87 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de cobre trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

Nas figuras 5.89 a 5.92 são apresentados os gráficos relativos aos experimentos de tração das barras de alumínio trefiladas. Observa-se que, com exceção da região central da amostra pré-deformada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, o encruamento tanto das camadas como da barra inteira é superior àquele verificado para o metal apenas tracionado, e os efeitos do processamento prévio parecem ser permanentes. Esses resultados se assemelham, de certa forma, à análise conduzida para o aço inoxidável 420, na qual uma propensão geral de comportamento (médio e das regiões do corpo de prova) também foi detectada. Neste caso, entretanto, o encruamento seria mais próximo daquele classificado como do tipo 2, com a ressalva de que as curvas de escoamento à tração não tendem para aquelas relativas ao último modo de deformação. Em relação aos aspectos subestruturais, resultados desta natureza foram anteriormente associados à superposição de uma nova estrutura, típica do segundo estágio de processamento, sobre aquela formada anteriormente que, por sua vez, não se desfaz, justificando os efeitos não temporários da pré-deformação no experimento posterior (vide seção 3.1.4.1 – figura 3.22)⁽²⁶⁾.

Por último, o comportamento mecânico médio das barras de alumínio trefiladas nas nove condições de operação é exibido na figura 5.93. Confirmando a análise realizada para as figuras 5.89 a 5.92, verifica-se que as curvas tensão-deformação no recarregamento se situam acima dos dados relativos ao metal recozido para todas as situações. Dessa forma, assim como foi observado para o aço inoxidável 420, o tipo de encruamento apresentado pelo alumínio parece ser pouco influenciado pela magnitude da mudança no caminho de deformação, conforme já havia sido sugerido nas seções anteriores. Nota-se também que, diferentemente dos demais materiais, os efeitos do mesmo na resistência mecânica média das barras são mais pronunciados para as situações nas quais o semi-ângulo é igual a 3° .

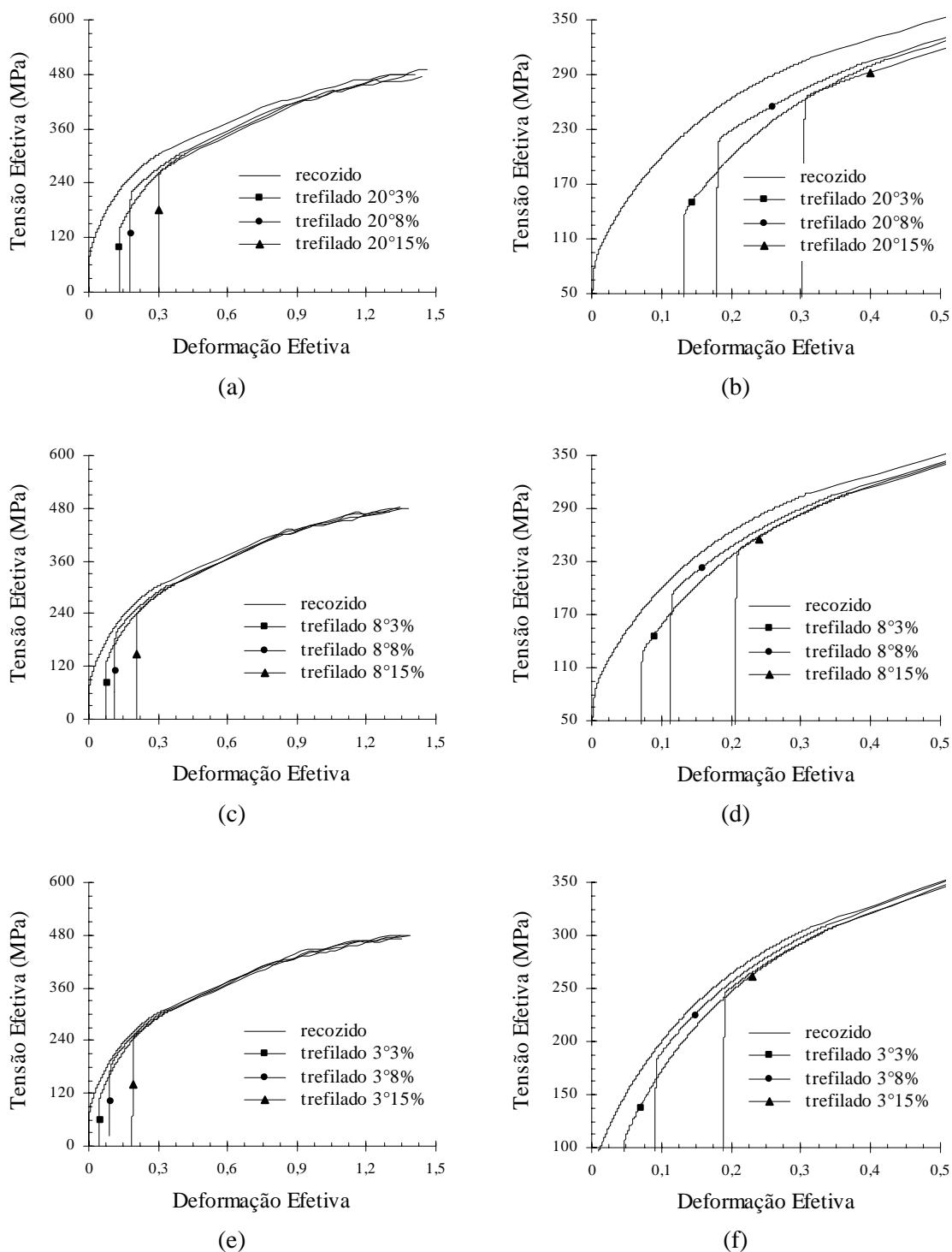


Figura 5.88 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras inteiras de cobre trefilado superpostas nos resultados do metal recozido: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$.

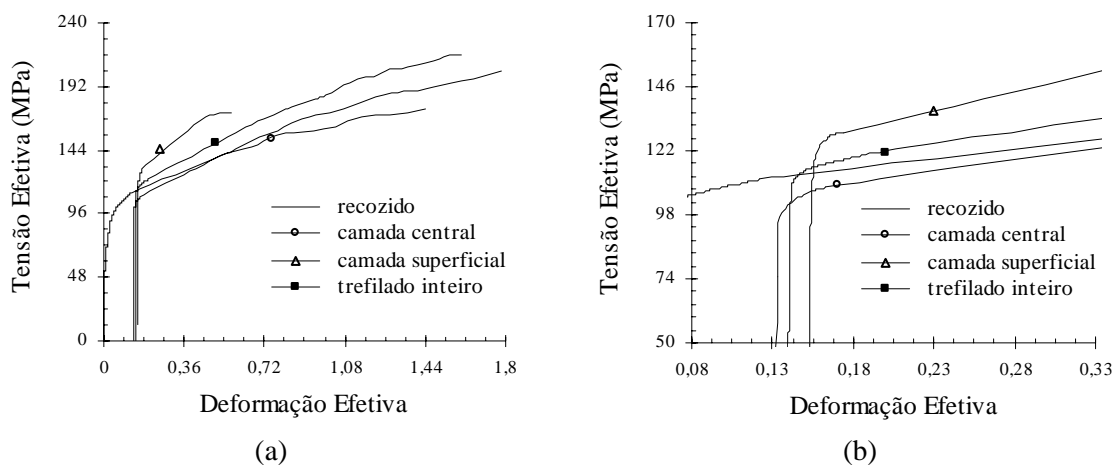


Figura 5.89 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de alumínio trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

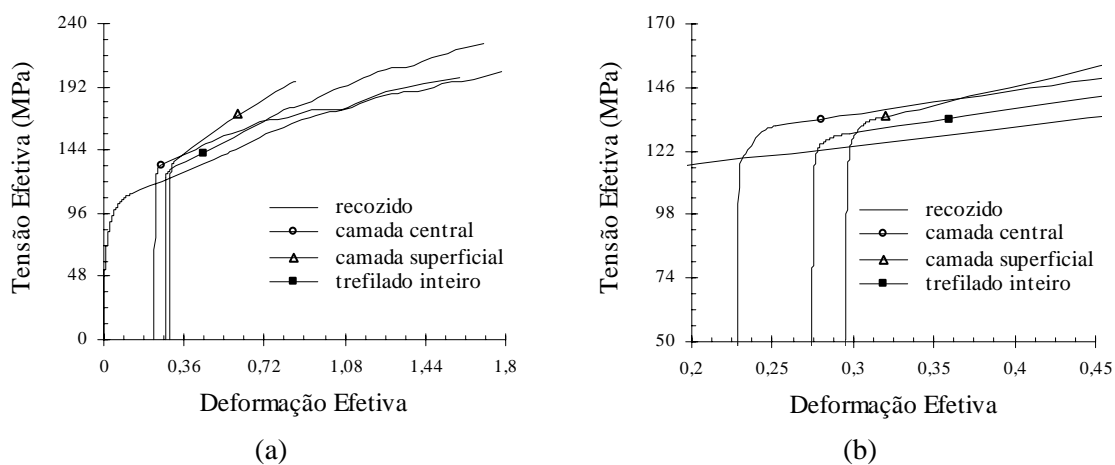


Figura 5.90 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de alumínio trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

Os resultados apresentados para os quatro metais evidenciam, de maneira geral, as limitações na previsão do comportamento mecânico de amostras previamente trefiladas. A princípio, o problema estaria associado à determinação de maneira adequada do valor de deformação média no processo. No entanto, ainda que tenha sido empregado um procedimento apontado como razoável para a situação, as curvas exibidas nas figuras 5.74 a 5.93 mostram que a simples utilização de ϵ_c e dos dados referentes à amostra recozida não constituem informações suficientes

para uma estimativa do encruamento dos metais pré-deformados. Os resultados revelam, em praticamente todos os casos, ocorrência de efeitos de caminho de deformação que, embora expondo uma certa tendência dependendo do material e da condição, não exibem uma norma geral. Portanto, para a análise ou previsão das propriedades mecânicas posteriores do material e também para a realização de uma possível modelagem do processo, não somente as características da deformação na trefilação devem ser avaliadas, mas também a influência da trajetória de deformação no encruamento das amostras.

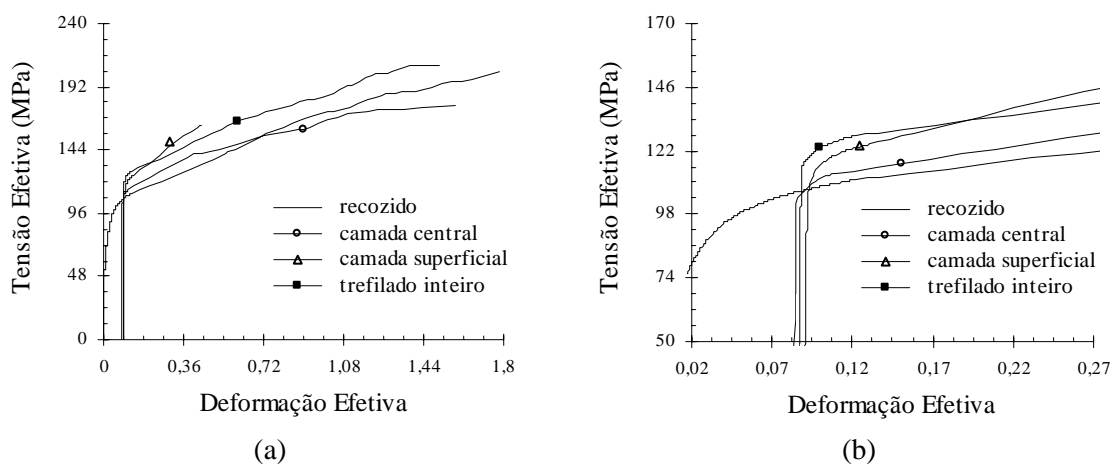


Figura 5.91 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de alumínio trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

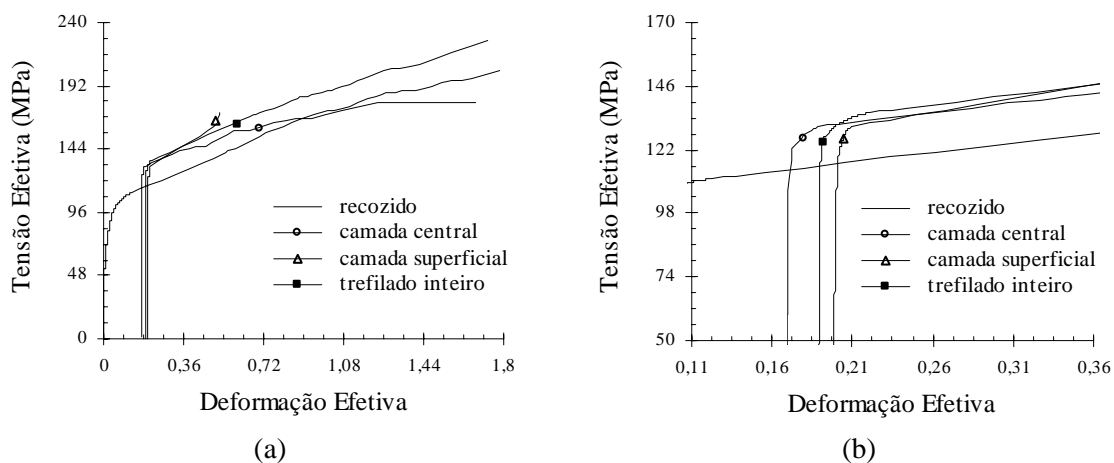


Figura 5.92 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das camadas central e superficial e da barra inteira de alumínio trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 15\%$ superpostas nos resultados do metal recozido: (a) curva completa e (b) detalhe.

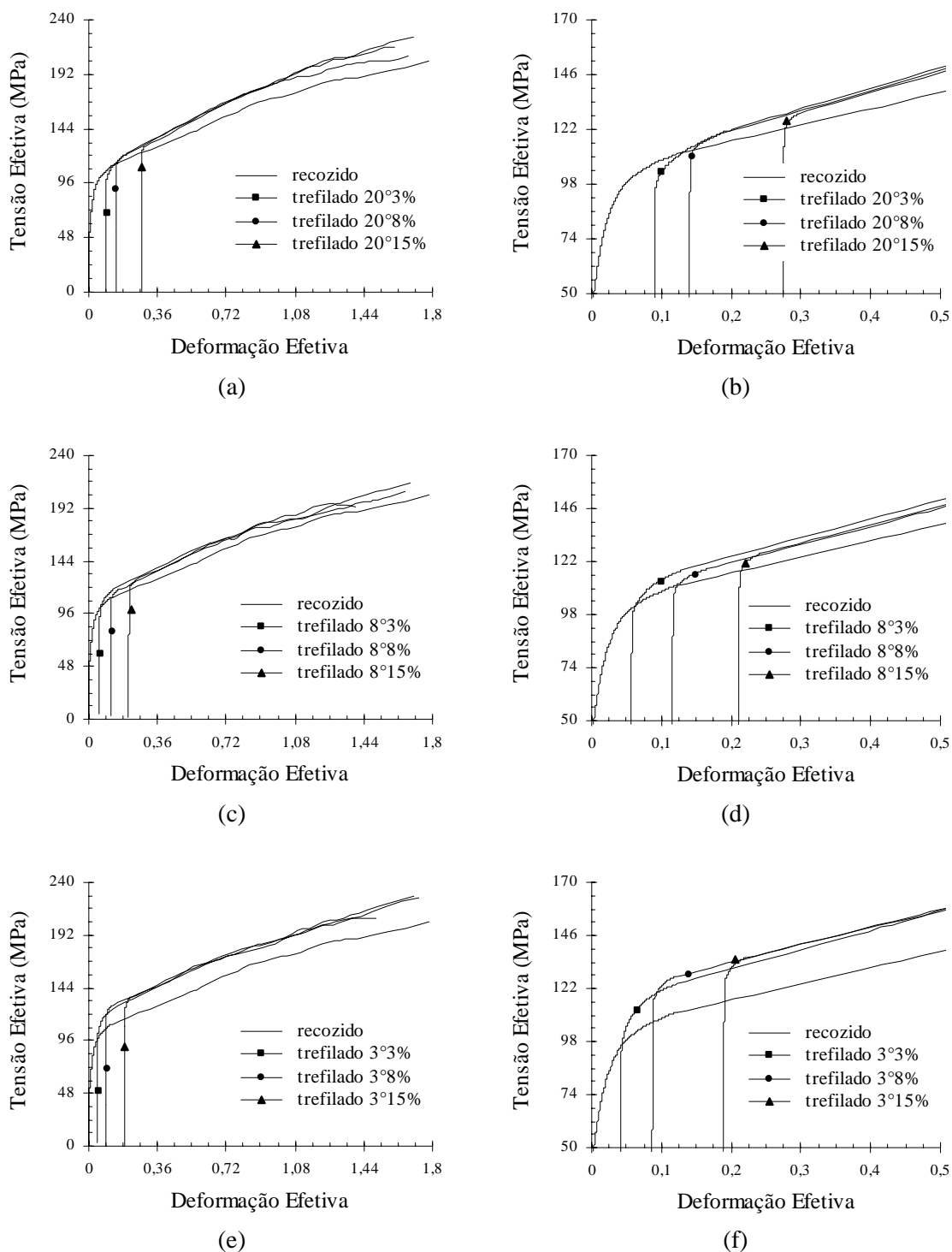


Figura 5.93 - Curvas tensão efetiva (MPa)-deformação efetiva das barras inteiras de alumínio trefilado superpostas nos resultados do metal recozido: (a) e (b) $\alpha = 20^\circ$, (c) e (d) $\alpha = 8^\circ$, (e) e (f) $\alpha = 3^\circ$.

5.7. Análise da Deformação Residual Uniforme dos Materiais Trefilados

A análise dos efeitos do caminho de deformação no encruamento à tração dos metais trefilados foi apresentada na seção anterior. Os resultados apresentados, entretanto, abordaram o comportamento dos mesmos em termos de resistência mecânica, sem menção à outra propriedade de fundamental importância no processamento dos materiais, a ductilidade. Dessa forma, assim como foi realizado anteriormente, a análise ou previsão deste aspecto é conduzida a partir da comparação dos dados das peças trefiladas e das amostras deformadas monotonicamente, ou seja, apenas tracionadas.

Dentro deste contexto, na figura 5.94 pode ser verificada a representação esquemática de um modelo para o cálculo da deformação residual uniforme ϵ_{ur} , propriedade utilizada no trabalho para descrever a ductilidade dos materiais. A deformação uniforme ϵ_u exibida pelo metal recozido é indicada na curva de escoamento da figura 5.94(a). Se uma amostra do mesmo é tracionada até um determinado valor ϵ_{et} , descarregada e novamente submetida ao teste de tração, a deformação neste segundo experimento deverá ser equivalente à deformação residual uniforme ϵ_{ur} , conforme a equação mostrada no gráfico e representada através da curva da figura 5.94(b).

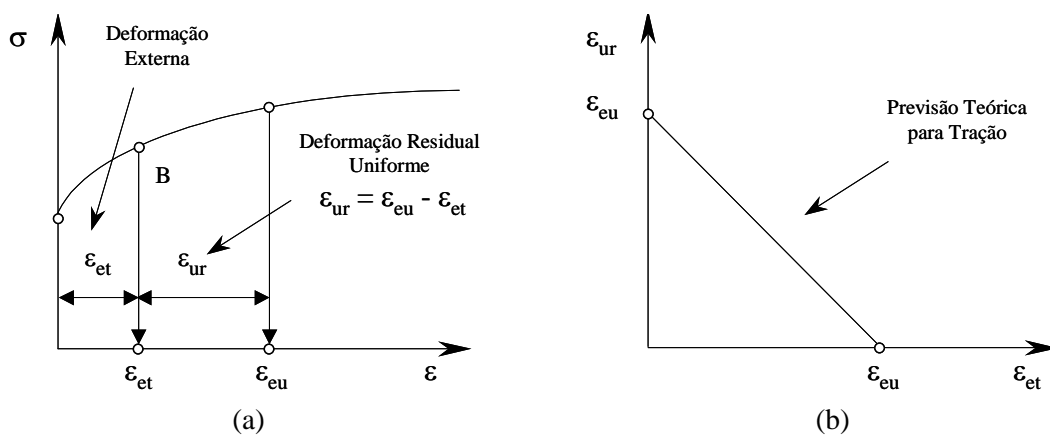


Figura 5.94 - Representação da análise da deformação residual uniforme: (a) curva tensão-deformação e (b) curva deformação uniforme-pré-deformação.

Ressalta-se que os valores de ϵ_{ur} estabelecidos segundo a figura 5.94 estão associados à deformação de amostras através de um único tipo de operação. Para o caso da previsão da ductilidade do metal submetido a dois processos distintos, caracterizando, portanto, uma mudança na trajetória de deformação, os resultados não devem seguir a curva apresentada, a menos que o mesmo seja insensível ao fenômeno. Trabalhos conduzidos anteriormente evidenciaram o fato⁽²¹⁾, mostrando que para as situações nas quais a alteração no caminho de

deformação levava a um aumento na resistência mecânica do metal, decréscimo nos resultados de ϵ_{ur} era observado e vice-versa (figuras 3.14 e 3.15).

Nas figuras a seguir os resultados obtidos no trabalho, valores de alongamento convertidos para deformação uniforme, são avaliados de acordo com a abordagem apresentada acima. Nota-se que os dados tanto de deformação residual uniforme como de pré-deformação são divididos pela deformação uniforme das amostras recozidas, possibilitando uma melhor comparação do comportamento observado para os quatro materiais.

A análise da ductilidade das barras trefiladas inteiras é apresentada na figura 5.95, na qual o valor de pré-deformação considerado é equivalente à deformação externa no processo. Nota-se que, para a maioria das situações, os dados não coincidem com aqueles previstos. A princípio, este fato estaria associado à ocorrência da heterogeneidade de deformação na trefilação, cujo valor médio acaba sendo superior à deformação externa ou logarítmica na operação. Seguindo esta linha de raciocínio, os pontos de ϵ_{ur} deveriam ficar abaixo dos valores estimados, evidenciando a diminuição da deformação residual uniforme com o processo, se comparada à amostra apenas tracionada. No entanto, como pode ser observado, para algumas condições, os dados se situam acima da reta, contrariando o esperado e sugerindo outro fator a influir nos resultados, podendo inclusive reverter os efeitos da deformação não homogênea: caminho de deformação.

Na figuras 5.96 a 5.99 são mostrados novamente os resultados de deformação residual uniforme das barras trefiladas para os quatro metais, porém associados à deformação média ϵ_e no processo. O procedimento é realizado com o objetivo de “corrigir” os efeitos da heterogeneidade de deformação na operação prévia e melhor avaliar a influência da alteração no caminho de deformação no comportamento dos mesmos. Ressalta-se que os valores de ϵ_e são aqueles calculados através da técnica de visioelasticidade, também utilizados na análise das curvas tensão-deformação das amostras (seção 5.7).

De maneira geral, como esperado, observa-se que o ajuste da pré-deformação no modelo não parece levar a resultados correspondentes ao comportamento mecânico à tração pura, evidenciando novamente as limitações do uso de dados provenientes do processamento monotônico na previsão das propriedades do metal trefilado.

Para o aço inoxidável 304 (figura 5.96), verifica-se que os resultados de deformação residual uniforme ora se localizam abaixo ora acima daqueles estimados para a tração, dependendo da condição de trefilação. Considerando $\alpha = 20^\circ$, observa-se que, para $r = 8\%$ e 15% , os valores de ϵ_{ur} são inferiores àqueles esperados teoricamente, oposto do que ocorre para $r = 3\%$. O comportamento apresentado parece estar de acordo com a resposta do metal em termos de resistência mecânica (figura 5.78(a)), ou seja, para as situações nas quais as tensões de

recarregamento estão acima da curva da amostra recozida, uma antecipação no início da estricção das barras trefiladas é detectada e vice-versa, caracterizando a ocorrência de encruamentos subsequentes do tipo 1 e do tipo 2, respectivamente. Para os demais parâmetros do processo, os dados de deformação residual aparecem acima da reta relativa à tração. Com exceção das situações nas quais $\alpha = 8^\circ/r = 8\%$ e $\alpha = 3^\circ/r = 15\%$, os resultados novamente não destoam do que foi constatado na análise das curvas de escoamento à tração do material trefilado.

O aço inoxidável 420 (figura 5.97) exhibe, em geral, resultados de deformação residual uniforme acima dos valores previstos através da figura 5.94. Dessa forma, assim como foi verificado para algumas barras de aço inoxidável 304, os efeitos de caminho de deformação não somente são capazes de minimizar a questão da ocorrência de heterogeneidade de deformação na trefilação como promovem uma espécie de amaciamento de metal pré-processado em relação à amostra somente tracionada, visto que em conjunto com o aumento na ductilidade é observada a redução comparativa de resistência mecânica (figura 5.83).

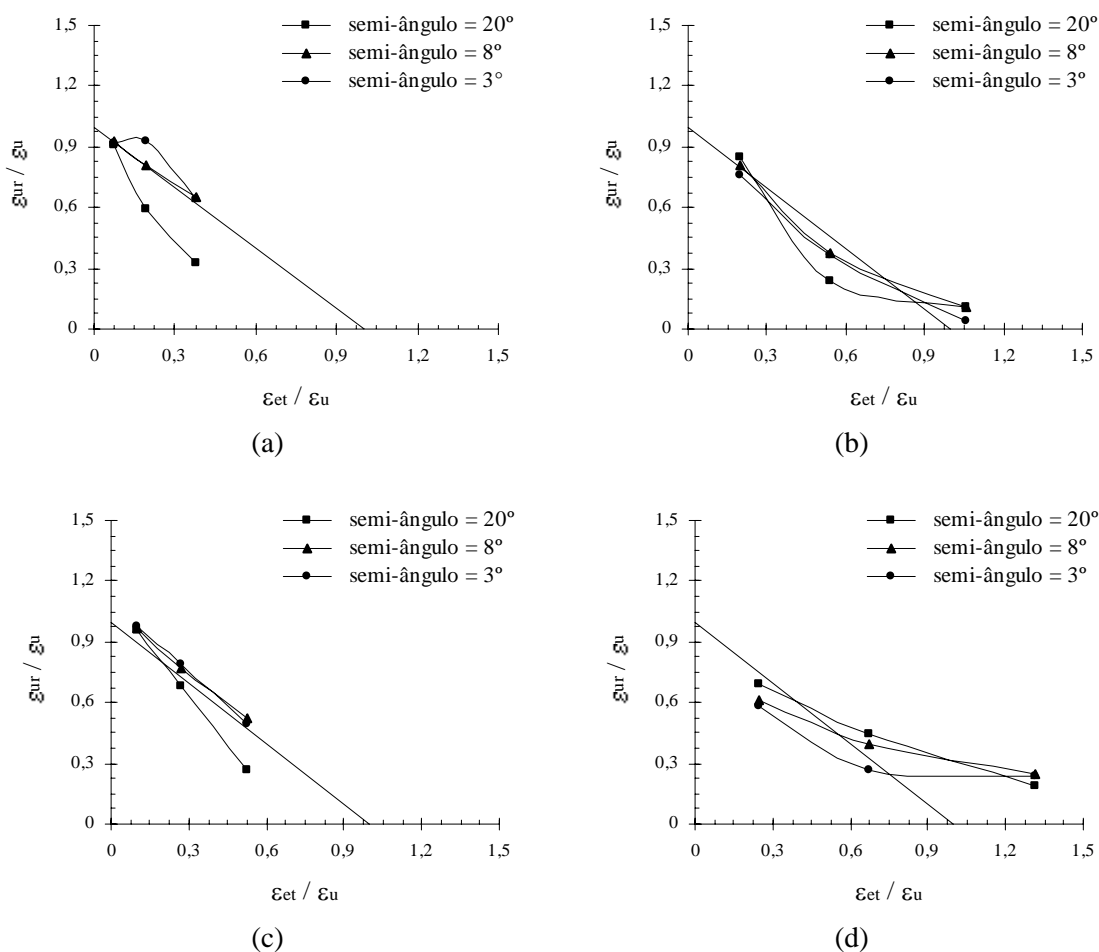


Figura 5.95 - Previsão da deformação residual uniforme das barras trefiladas: (a) aço inoxidável 304, (b) aço inoxidável 420, (c) cobre e (d) alumínio.

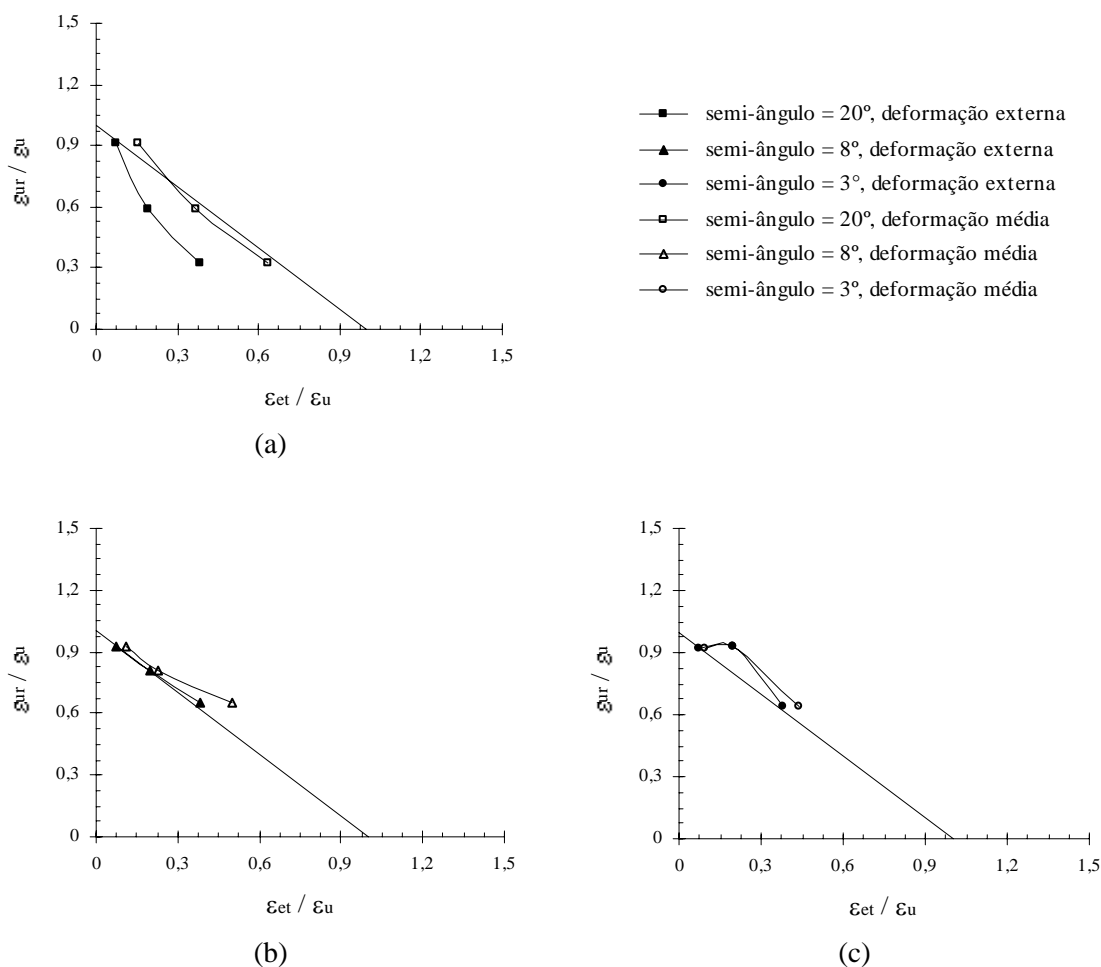


Figura 5.96 - Previsão da deformação residual uniforme das barras de aço inoxidável 304 trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$, (b) $\alpha = 8^\circ$ e (c) $\alpha = 3^\circ$.

Os resultados apresentados pelas amostras de cobre trefiladas (figura 5.98) se assemelham de maneira qualitativa àqueles verificados para o aço inoxidável ferrítico, ou seja, após a correção dos valores de pré-deformação, as curvas se situam acima dos dados esperados na tração. Dessa forma, como havia sido observado para o outro metal, ocorrência de comportamento mecânico do tipo 1 é confirmada, na qual prevaleceria um aumento de ϵ_{ur} e a diminuição dos valores de tensão efetiva relativos às barras (figura 5.88). Neste caso, nota-se que a proximidade dos pontos à reta parece se dar na mesma proporção que os dados de tensão de recarregamento em relação à curva de escoamento do corpo de prova recozido.

O alumínio trefilado (figura 5.99) não exhibe, em geral, o mesmo tipo de relação constatada para os demais materiais em termos de modificação na deformação residual uniforme e na resistência mecânica. As curvas de escoamento à tração das barras pré-processadas aparecem acima daquela referente à deformação monotônica (figura 5.93). No entanto, os dados de ϵ_{ur} , com exceção das

situações nas quais $\alpha = 3^\circ$ e $r = 3\%$ e 8% , indicam um aumento na ductilidade do material com a mudança no caminho de deformação, revelando assim características dos dois tipos de comportamento indicados na literatura.

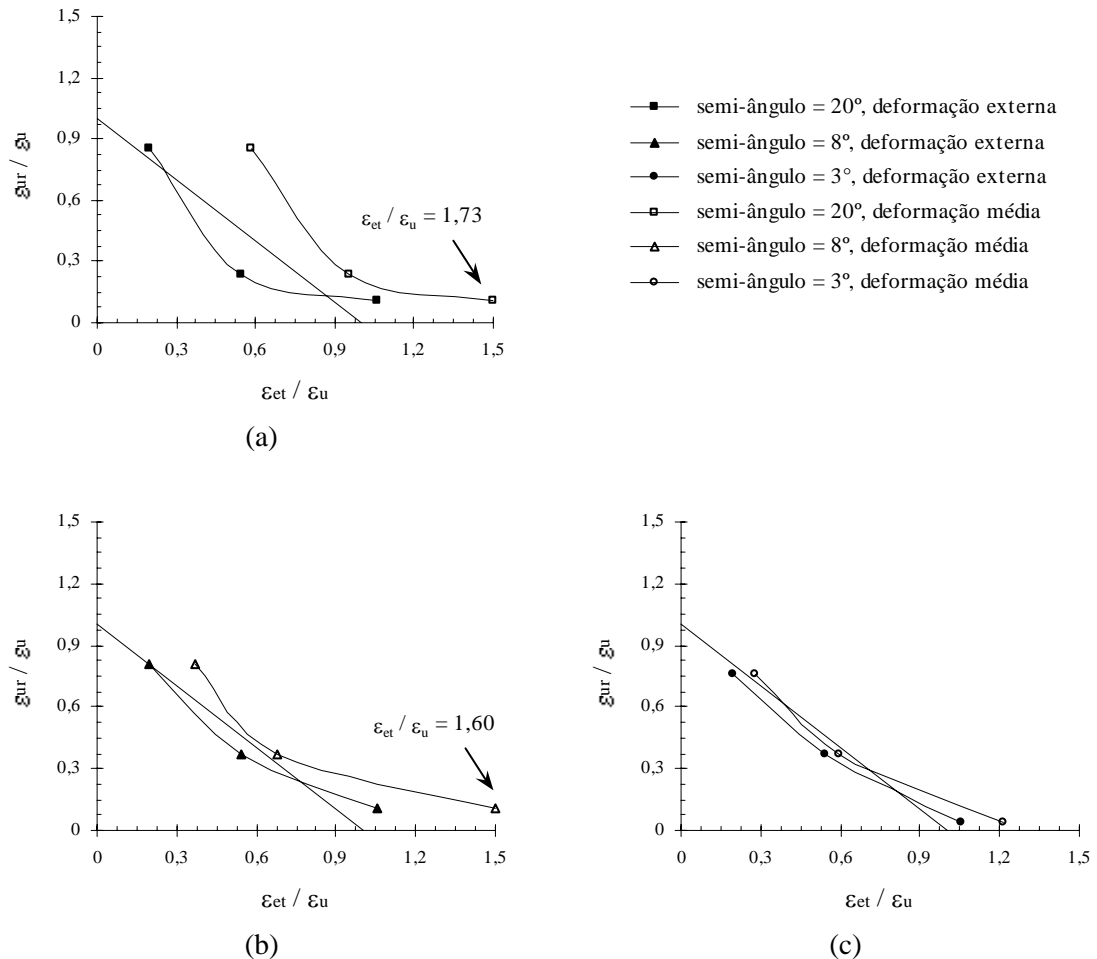


Figura 5.97 - Previsão da deformação residual uniforme das barras de aço inoxidável 420 trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$, (b) $\alpha = 8^\circ$ e (c) $\alpha = 3^\circ$.

Ainda em termos dos resultados de deformação residual uniforme das barras trefiladas inteiras, dois aspectos são observados. O primeiro é a relativa similaridade de formato das curvas $\epsilon_{ur}-\epsilon_{et}$ (deformação média e deformação externa) exibida pelo aço inoxidável 420 e pelo alumínio, assim como mostrada pelo aço inoxidável 304 e pelo cobre. O segundo é a acentuada tendência de afastamento dos dados referentes à redução de área = 15% do valor esperado para a tração com o ajuste da deformação média verificada para o aço inoxidável 420 e o cobre. Em relação a este último fato ressalta-se que o valor de pré-deformação aplicado supera a deformação uniforme das amostras recozidas e que, a princípio, seria esperado que $\epsilon_{ur} = 0$. No entanto,

verifica-se que os valores de ε_{ur} para os dois metais situam-se entre 0,007 e 0,017 (aço inoxidável 420) e entre 0,023 e 0,030 (alumínio). Resultados experimentais obtidos anteriormente para o aço baixo carbono indicaram a ocorrência de estabilidade da deformação residual na faixa de 0,007 a 0,02⁽¹¹⁰⁾, coincidindo razoavelmente com os dados do trabalho.

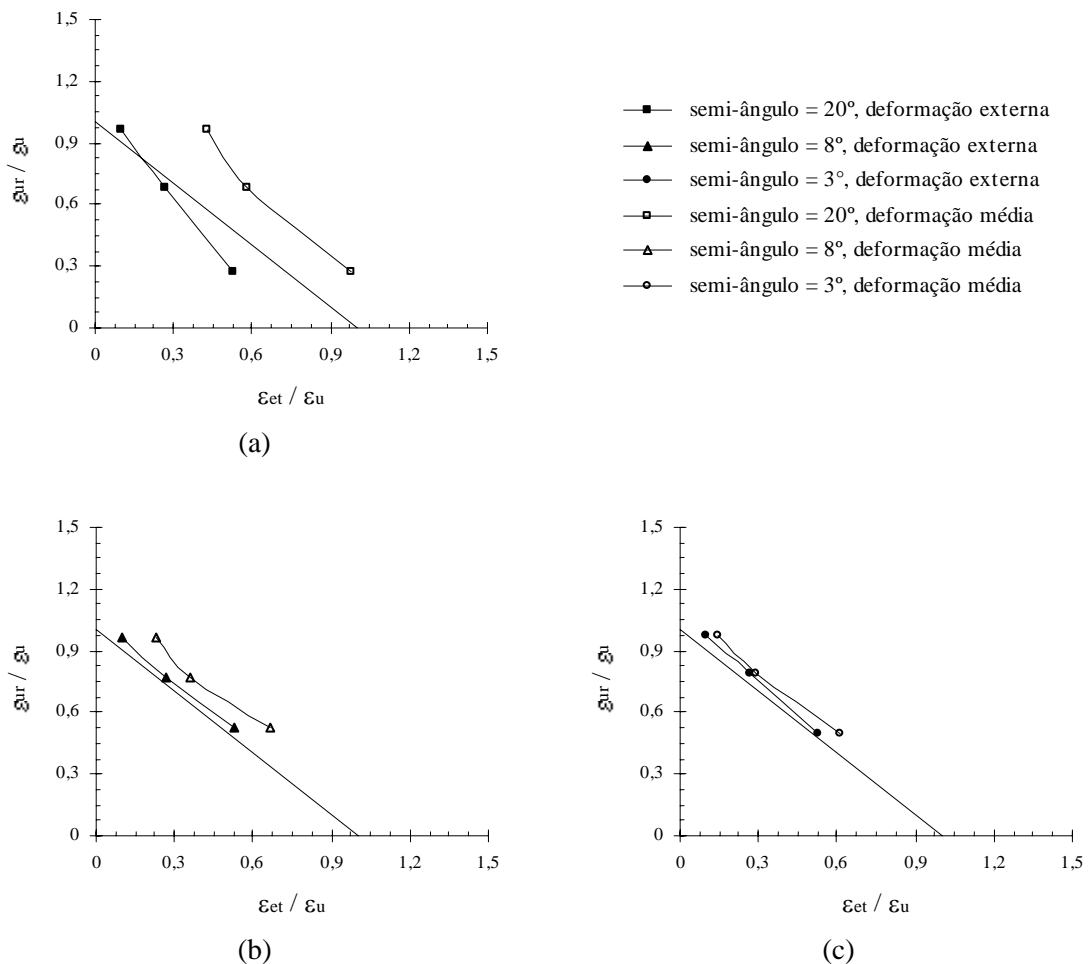


Figura 5.98 - Previsão da deformação residual uniforme das barras de cobre trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$, (b) $\alpha = 8^\circ$ e (c) $\alpha = 3^\circ$.

Nas figuras 5.100 a 5.107 é apresentada a análise da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras trefiladas. Assim como foi organizado para as amostras pré-conformadas inteiras, inicialmente são exibidos os dados de ε_{ur} associados à deformação externa no processo de trefilação e depois os resultados relativos ao ajuste conduzido com os valores de deformação média de cada região mostrados na tabela V.25.

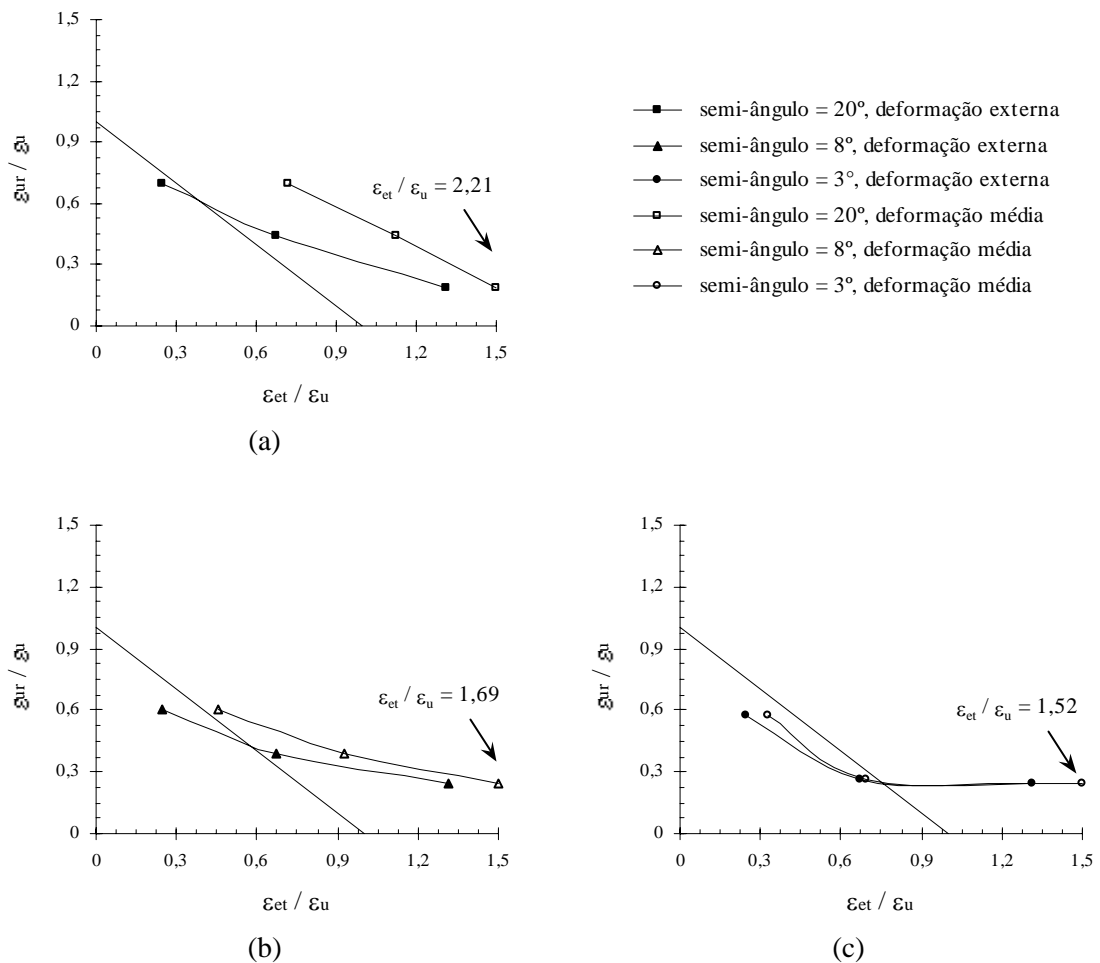


Figura 5.99 - Previsão da deformação residual uniforme das barras de alumínio trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$, (b) $\alpha = 8^\circ$ e (c) $\alpha = 3^\circ$.

Para o aço inoxidável 304 (figura 5.100), considerando $\alpha = 20^\circ$, observa-se que o aumento na redução de área no processo de trefilação leva à diminuição do valor de ϵ_{ur} do centro da amostra (assim como é verificado para a barra sem usinar), em contraste com a camada superficial, para a qual é constatada a elevação da deformação uniforme com a pré-deformação aplicada. Esses resultados estão de acordo com as curvas tensão efetiva-deformação efetiva das regiões interna e externa dos corpos de prova (seção 5.5), nas quais foi apontada uma espécie de amaciamento ou encruamento menos severo da camada superficial de uma peça em relação à outra, em virtude das características da deformação em cada condição de operação, fenômeno discutido anteriormente e confirmado com a análise destes dados. Já para $\alpha = 3^\circ$, ϵ_{ur} das camadas exibe, como esperado, uma relação inversamente proporcional a r .

Ressalta-se que, diferentemente da avaliação conduzida para as barras trefiladas inteiras, os dados relativos aos volumes central e superficial das amostras são descritos de maneira mais detalhada,

uma vez que a comparação da ductilidade dos mesmos conformados com distintos r e α não foi realizada nas seções anteriores (apenas as diferenças ao longo da seção transversal dos corpos de prova).

A correção da deformação na trefilação (figura 5.101) parece não alterar de maneira significativa a posição dos dados em relação aos valores estimados para a deformação monotônica (apenas afasta ou aproxima os mesmos). Os resultados obtidos nas quatro condições de operação para as camadas superficiais continuam a indicar a ocorrência de estrição prematura, enquanto os dados do centro sugerem o aumento na ductilidade, em comparação com o que seria observado se o metal fosse apenas submetido à tração. As figuras 5.74 a 5.77, associadas à resistência mecânica das duas regiões, se ajustam aos resultados de deformação residual uniforme apresentados, confirmando assim o encruamento do tipo 1 para o centro e do tipo 2 para a superfície das barras de aço inoxidável 304.

O aço inoxidável 420 exhibe (figura 5.102), em geral, decréscimo de ϵ_{ur} com a redução de área na trefilação, exceto pela região superficial das barras conformadas com $\alpha = 20^\circ$, para a qual não é observada alteração significativa na propriedade com o valor de r . Nota-se que, assim como foi verificado para as barras inteiras, as situações nas quais a deformação externa aplicada é superior à deformação uniforme do metal recozido, os dados de ϵ_{ur} das camadas se situam na faixa comentada anteriormente, uma vez que, para este material, a distribuição da propriedade mecânica ao longo da seção transversal foi constatada razoavelmente uniforme. Após a correção do valor de pré-deformação (figura 5.103), verifica-se que, para $\alpha = 20^\circ$, os dados acabam localizados acima ou após a reta representativa da tração pura. Com exceção da superfície do corpo de prova trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$, os resultados estariam de acordo com as curvas das figuras 5.79 e 5.80, associadas à diminuição da resistência e aumento na ductilidade das peças. Para $\alpha = 3^\circ$, situação anteriormente relacionada a uma alteração no caminho de deformação do tipo 1 (figuras 5.81 e 5.82), a amostra na qual a redução de área conduzida na trefilação foi de 8% não parece obedecer esta tendência, com dados referentes aos volumes situando-se abaixo do previsto para a tração, porém de maneira próxima.

As camadas central e superficial das barras de cobre apresentam comportamento similar às de aço inoxidável 304 em termos de modificações no valor de deformação residual uniforme com os parâmetros de trefilação (figura 5.104). Observa-se que, em contraste com o volume central e a barra inteira, a região superficial processada com $\alpha = 20^\circ$ exhibe um aumento no valor de ϵ_{ur} com a elevação da redução de área no processo. Novamente verifica-se que esses resultados se adequam ao que foi apresentado na seção 5.5 para as curvas tensão-deformação das regiões das amostras trefiladas. Para $\alpha = 3^\circ$, diminuição de ϵ_{ur} tanto para o centro como para a superfície com aumento de r também é exibida.

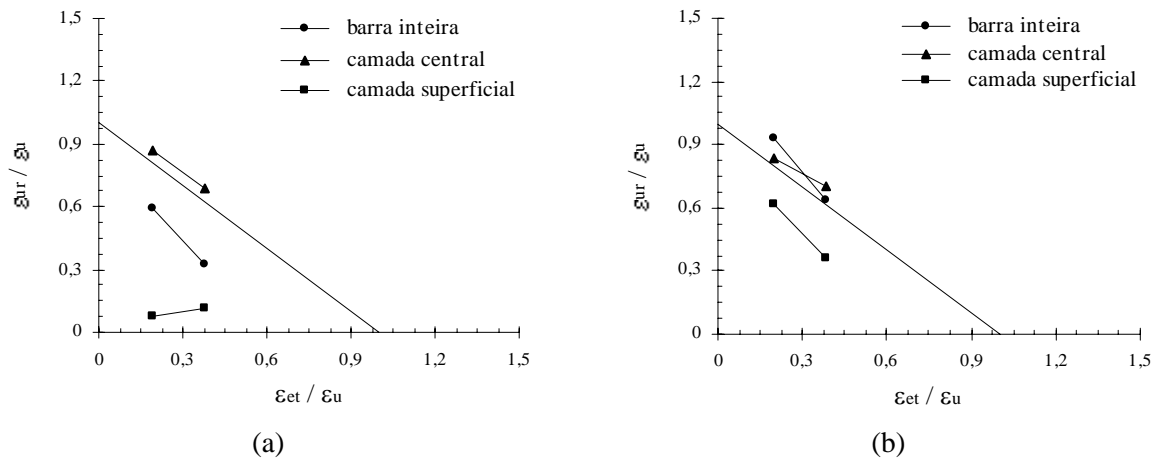


Figura 5.100 - Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de aço inoxidável 304 trefiladas: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$.

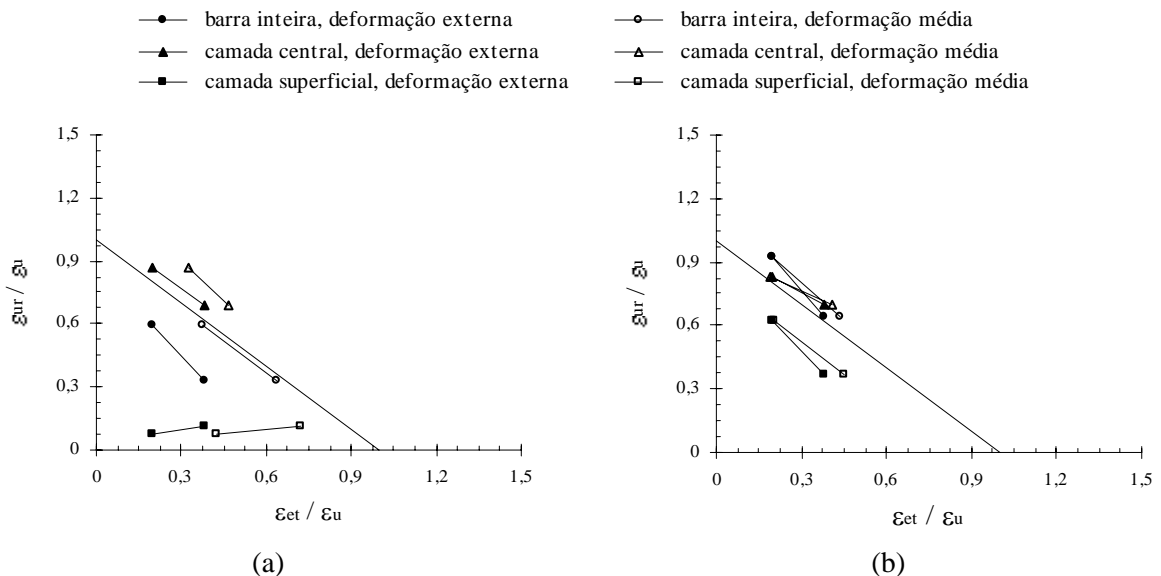


Figura 5.101 - Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de aço inoxidável 304 trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$.

O ajuste dos valores de pré-deformação com os dados de deformação média na trefilação das barras de cobre (figura 5.105) evidencia que os resultados de ϵ_{ur} das camadas das mesmas parecem estar de acordo com a análise realizada para as curvas de escoamento à tração do metal. Para $\alpha = 20^\circ$, a região superficial da amostra trefilada com $r = 8\%$ apresenta ductilidade inferior e resistência mecânica superior, em contraste com as demais situações mostradas na figura

5.105(a), onde é esperada a ocorrência de atraso na estricção e tensão de recarregamento diminuída em relação ao metal apenas tracionado. Para $\alpha = 3^\circ$, independente do valor de pré-deformação, a superfície é caracterizada pela mudança no caminho de deformação do tipo 2 e o centro do tipo 1, no entanto, muito próximo do que era previsto para a tração.

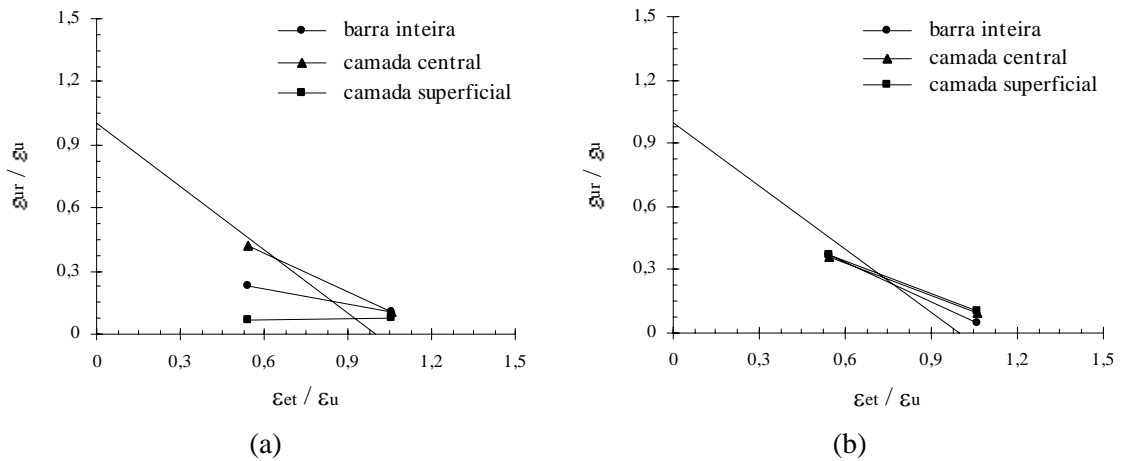


Figura 5.102 - Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de aço inoxidável 420 trefiladas: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$.

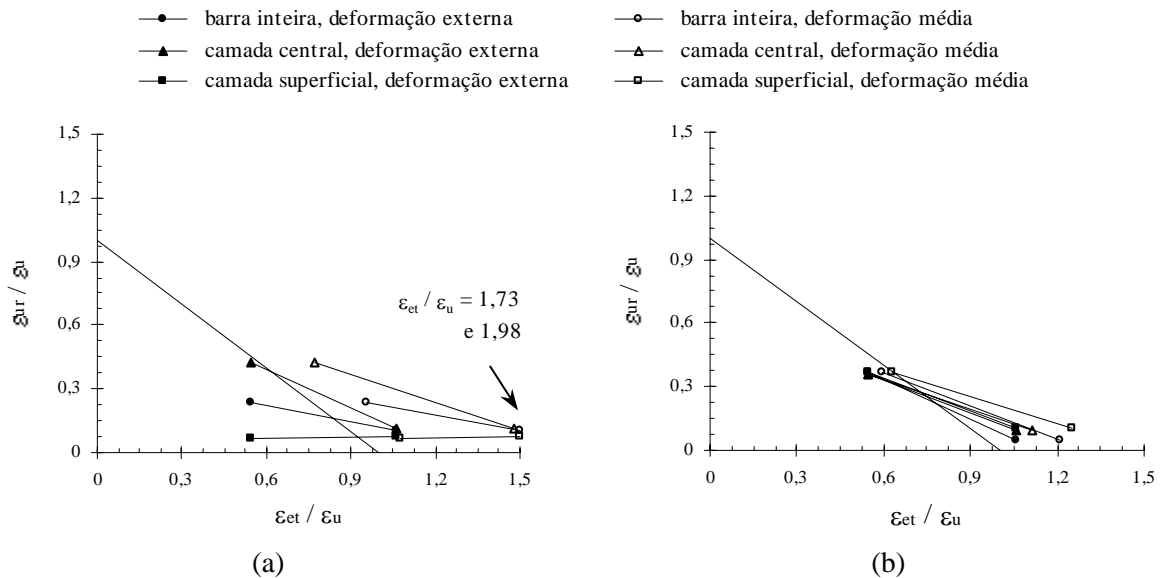


Figura 5.103 - Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de aço inoxidável 420 trefiladas - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$.

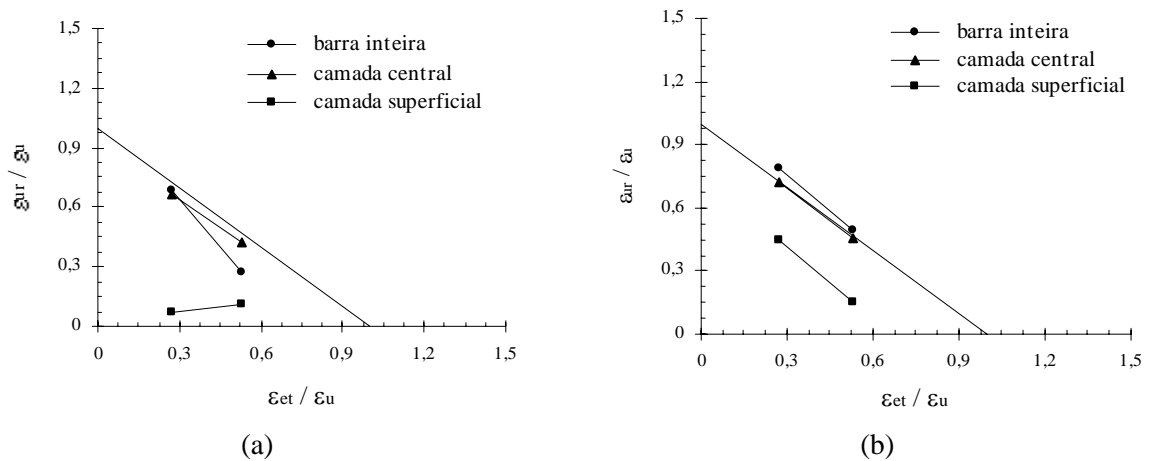


Figura 5.104 - Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de cobre trefiladas: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$.

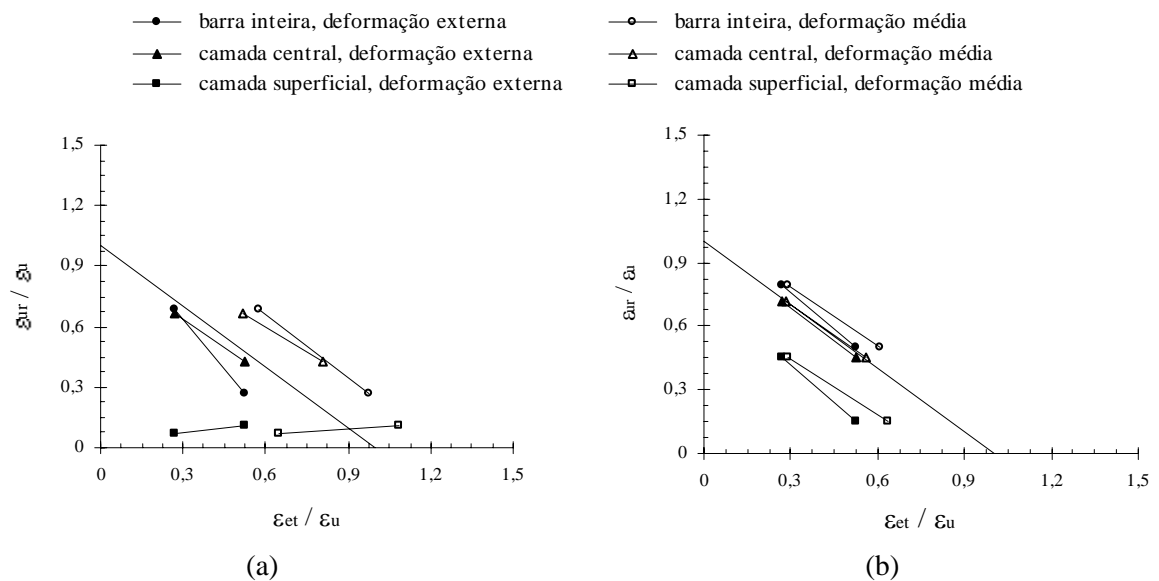


Figura 5.105 - Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de cobre - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$.

Como foi observado entre o aço inoxidável 304 e o cobre, o alumínio e o aço inoxidável 420 apresentam alguma similaridade de comportamento em termos de deformação residual uniforme (figura 5.106). Os resultados referentes às camadas superficiais das amostras de alumínio trefiladas com $\alpha = 20^\circ$ também parecem depender do valor de pré-deformação considerada. Para este material, no entanto, verifica-se que o mesmo se aplica (razoavelmente) para a camada central do corpo de prova. As demais situações ($\alpha = 3^\circ$) exibem, como esperado, regiões com

uma relação inversamente proporcional entre ε_{ur} e r . Por fim, ainda que de forma menos pronunciada do que é mostrado pelo aço inoxidável 420, os dados de deformação residual do alumínio são mais próximos entre si (centro e superfície), em comparação com os outros dois metais.

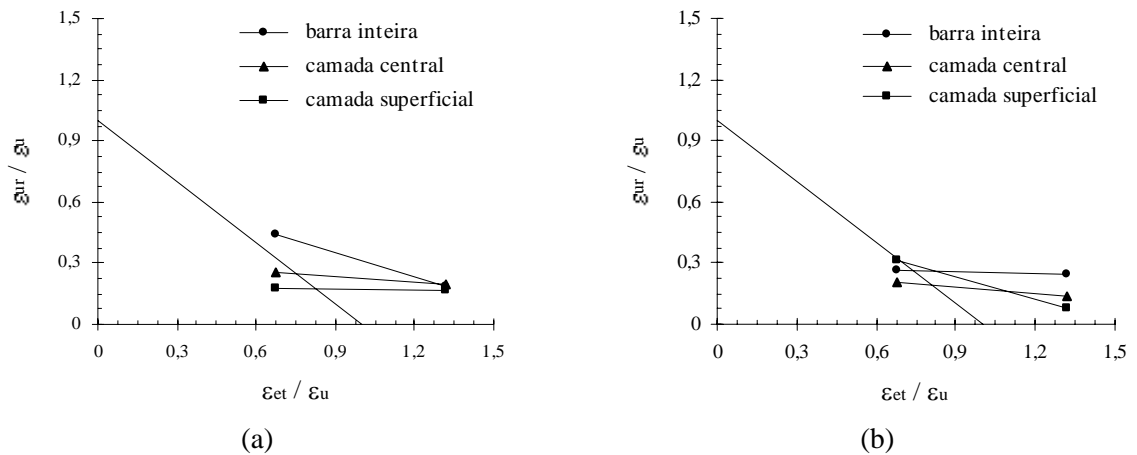


Figura 5.106 - Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de alumínio trefiladas: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$.

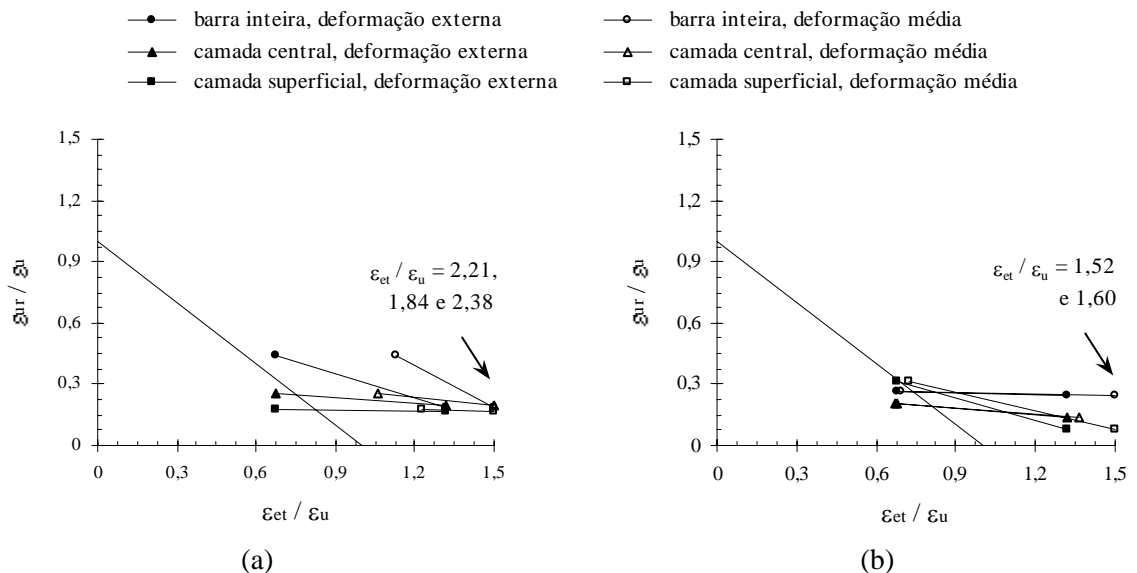


Figura 5.107 - Previsão da deformação residual uniforme das camadas central e superficial das barras de alumínio - correção deformação média: (a) $\alpha = 20^\circ$ e (b) $\alpha = 3^\circ$.

A utilização de ϵ_e como a deformação na trefilação (figura 5.107) leva os valores de ϵ_{ur} do alumínio, em sua maioria, a se situarem acima ou após aqueles previstos para a tração uniaxial. Esses resultados estariam associados ao comportamento no qual seria verificado um aumento da ductilidade acompanhado pela redução nos níveis de tensão da amostra. Entretanto, em relação a este último fator, o oposto foi revelado anteriormente (figuras 5.89 a 5.82), evidenciando o encruamento do material com características do tipo 1 e do tipo 2. Ainda em relação à análise da deformação residual uniforme das barras de alumínio, a ocorrência de resultados de ϵ_{ur} independentes do valor de redução de área no processamento prévio (camadas superficial e central) “coincide” com as situações nas quais a deformação imposta no primeiro estágio de processamento é superior ao valor da deformação uniforme do metal recozido. O mesmo acontece para a região externa do aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e os resultados se situam dentro da faixa comentada na análise da deformação residual uniforme das barras inteiras.

5.8. Aspectos Subestruturais das Barras Trefiladas

Nas figuras a seguir são apresentadas as imagens obtidas através de microscopia eletrônica de transmissão das amostras dos aços inoxidáveis 304 e 420 recozidas e trefiladas - camadas central e superficial. Em relação ao primeiro material citado são exibidos também os resultados de difração de raios-x dos corpos de prova, uma vez que uma das principais características do mesmo é a ocorrência de transformação martensítica induzida por deformação plástica, fenômeno cuja análise pode ser realizada através da referida técnica.

A figura 5.108 mostra as fotomicrografias do aço inoxidável 304 recozido, seguidas do difratograma referente à peça (figura 5.109). Arranjos planares de discordâncias, configuração típica de metais CFC de baixa EDE, são observados, assim como a confirmação de ocorrência da fase austenítica γ no metal. Nota-se que, em relação ao gráfico mostrado (e também aos demais presentes neste item), ainda que o ângulo de varredura tenha sido de 15° a 90° , são exibidos apenas dados de 40° a 85° , fato justificado pela ausência de informações nas demais áreas.

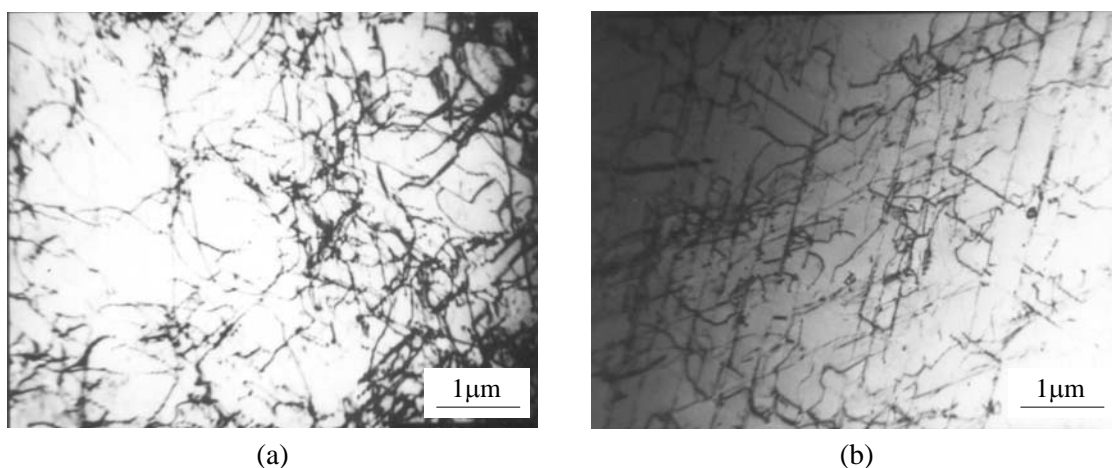


Figura 5.108 - Aspectos subestruturais do aço inoxidável 304 recozido: (a) e (b) análise geral.

Os aspectos subestruturais do aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ são exibidos nas figuras 5.110 a 5.113. Para a camada central da amostra (figura 5.110), observa-se elevada densidade de discordâncias, distribuídas de maneira relativamente uniforme. Em adição a esse arranjo, uma outra estrutura é exposta na imagem da figura 5.110(b), linhas escuras situadas de forma transversal, que parecem ser regiões de martensita ϵ . Esse tipo de fase martensítica, com estrutura hexagonal compacta HC, foi anteriormente apontada como bandas ou chapas finas escuras⁽⁸⁸⁾. O desenvolvimento da mesma, investigado em testes de tração uniaxial, se daria de

modo crescente até um determinado valor de deformação ($\approx 5\%$, equivalendo a uma fração volumétrica $\approx 12\%$), a partir do qual seria reduzido continuamente⁽¹¹¹⁾. Em contraste com esses resultados, a análise conduzida através de difração de raios-x (figura 5.111) não evidenciou a ocorrência de martensita, exibindo apenas picos referentes à fase austenítica do metal. Dessa forma, ainda que o aparecimento da estrutura HC tenha sido (aparentemente) revelado através de MET, a quantidade da mesma parece ser mínima, a ponto de não ser detectada no difratograma.

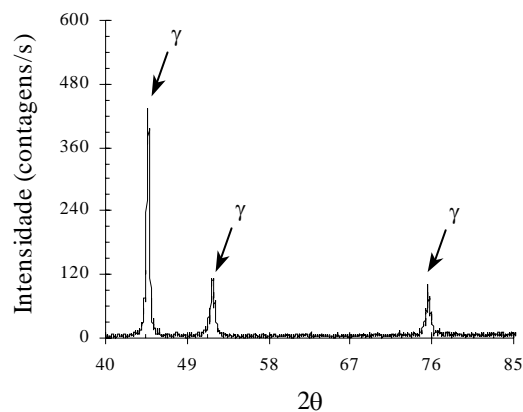


Figura 5.109 - Difratograma do aço inoxidável 304 recozido.

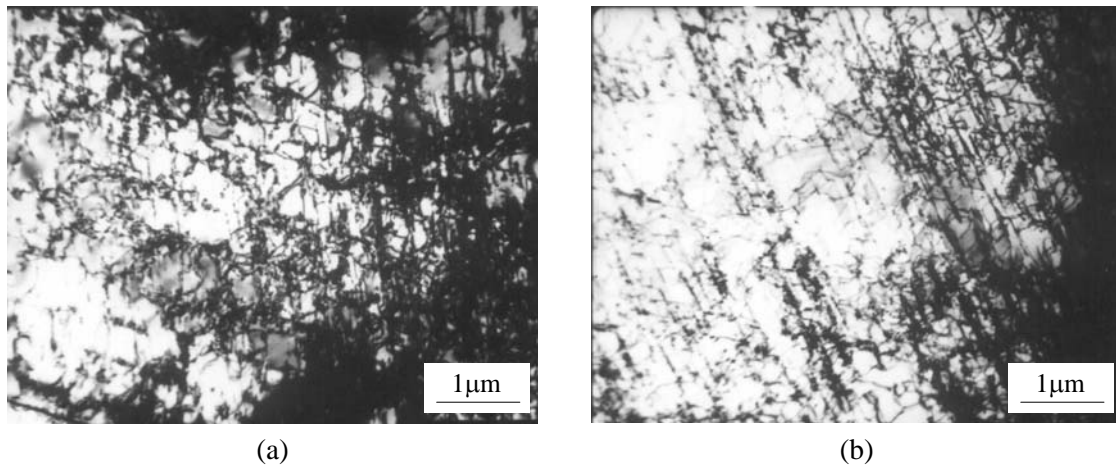


Figura 5.110 - Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 8\%$: (a) e (b) análise geral.

O volume superficial da barra trefilada com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ (figura 5.112), diferentemente da região interna, além de exibir as imagens nas quais a ocorrência de fase martensítica parece ser

observada, tem os resultados confirmados através da técnica de difração de raios-x (figura 5.113). Neste caso, entretanto, não apenas a morfologia ε é evidenciada como também a fase α' , caracterizada por uma estrutura cúbica de corpo centrado. Este segundo arranjo foi visualmente identificado em trabalhos anteriores como ripas ou placas, com discordâncias no interior^(88,89), cuja nucleação se daria preferencialmente nas interseções de bandas de martensita ε , entre si, e com contornos de macla e de grão. Ainda em relação ao desenvolvimento da mesma, α' seria gerada a partir tanto de ε como diretamente de γ ⁽¹¹²⁾, e apresentaria um aumento na quantidade progressivo com a deformação plástica⁽¹¹¹⁾. Por fim, os dados mostrados no difratograma da figura 5.113 permitiram a determinação (estimativa) da porcentagem de cada fase, procedimento conduzido através da técnica das intensidades integradas: a superfície do metal trefilado apresentaria cerca de 2,5% de martensita ε e 9,4% de martensita α' .

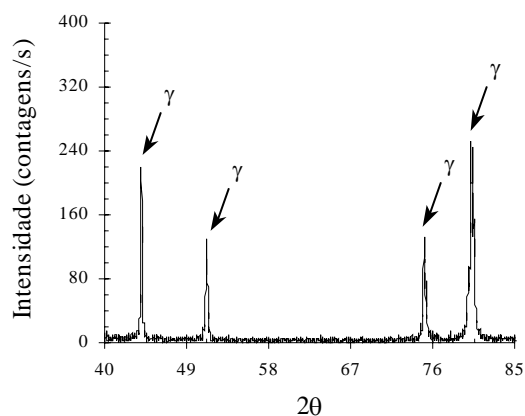


Figura 5.111- Difratograma da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 8\%$.

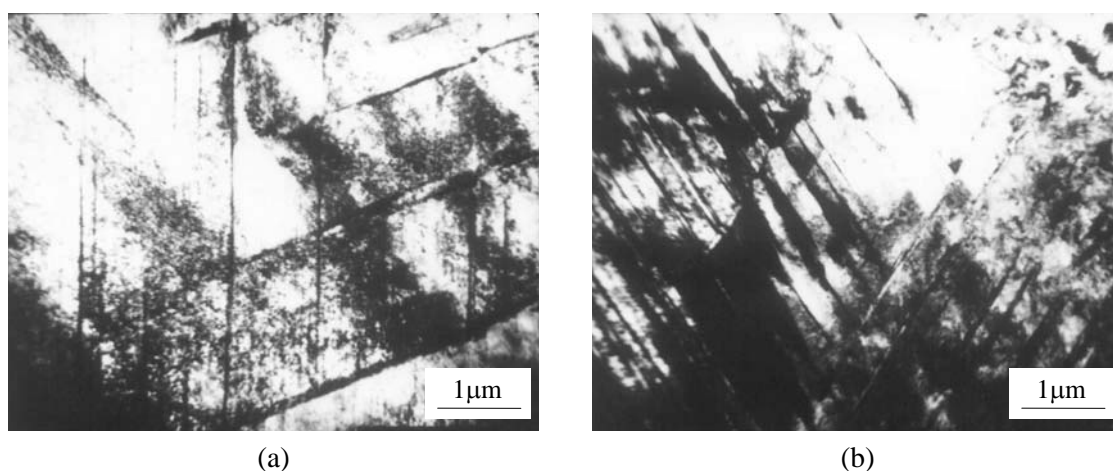


Figura 5.112 - Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 8\%$: (a) e (b) análise geral.

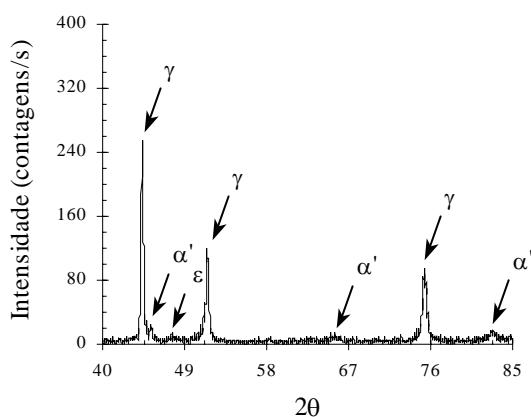


Figura 5.113- Difratograma da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 8\%$.

Nas figuras 5.114 a 5.117 são apresentados os resultados relativos ao aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$. A porção central da amostra (figura 5.114), assim como foi verificado para a outra condição de operação, estaria associada a uma alta densidade de discordâncias, organizadas de forma razoavelmente homogênea, e à aparente presença de martensita ϵ , novamente não confirmada pelos dados de difração (figura 5.115). Por outro lado, o volume superficial da barra (figura 5.116) exibiria regiões com configuração similar às classificadas como martensita α' , presentes em forma de ripas nas interseções de maclas e bandas (figura 5.116(a) e transversalmente à imagem (figura 5.116(b))). O difratograma obtido para o mesmo (figura 5.117), reafirmando a ocorrência conjunta das fases γ e α' (ausência de ϵ), ainda revelaria um fato curioso: a quantidade de martensita na camada externa do metal trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$ seria $\approx 7,9\%$ (apenas α'), valor, portanto, inferior ao que foi calculado para a região análoga do aço inoxidável 304 processado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$. A princípio, esses resultados seriam contraditórios, se comparados aos trabalhos apresentados na literatura, nos quais é mostrada uma relação diretamente proporcional entre a fração volumétrica de martensita α' formada e a deformação plástica. No entanto, neste caso, como foi comentado nas seções anteriores, as amostras teriam sofrido não somente deformações de diferentes magnitudes na trefilação, mas também de naturezas distintas, o que poderia levar ao desenvolvimento da fase α' de maneira desigual. Experimentos de tração uniaxial e biaxial realizados com este metal evidenciaram a importância, para um mesmo valor de deformação efetiva, do modo de processamento na fração volumétrica da martensita formada, associando os resultados à quantidade de interseções de bandas de cisalhamento (possíveis sítios de nucleação da estrutura) em cada um dos testes^(102,113). Ressalta-se (ou lembra-se) ainda que, em termos de comportamento mecânico, as camadas superficiais das amostras de aço inoxidável 304 trefiladas com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ e 15% exibiram uma ordem de resistência mecânica contrária à que era esperada, ou seja, a curva de escoamento à tração referente ao volume externo do metal processado com redução de 8% se situou acima daquela relativa ao mesmo conformado com $r = 15\%$ (figura 5.48). Esse

fenômeno, já discutido anteriormente, parece estar de acordo com os resultados obtidos através da difração de raios-x. Entretanto, o desenvolvimento de martensita em quantidades distintas não deve ser o único fator a justificar o encruamento das amostras, e sim uma consequência das alterações subestruturais associadas a caminhos de deformação diversos, uma vez que, para o cobre, metal com características relativamente semelhantes ao aço inoxidável 304, porém sem apresentar transformação martensítica, comportamento similar foi constatado (figura 5.54).

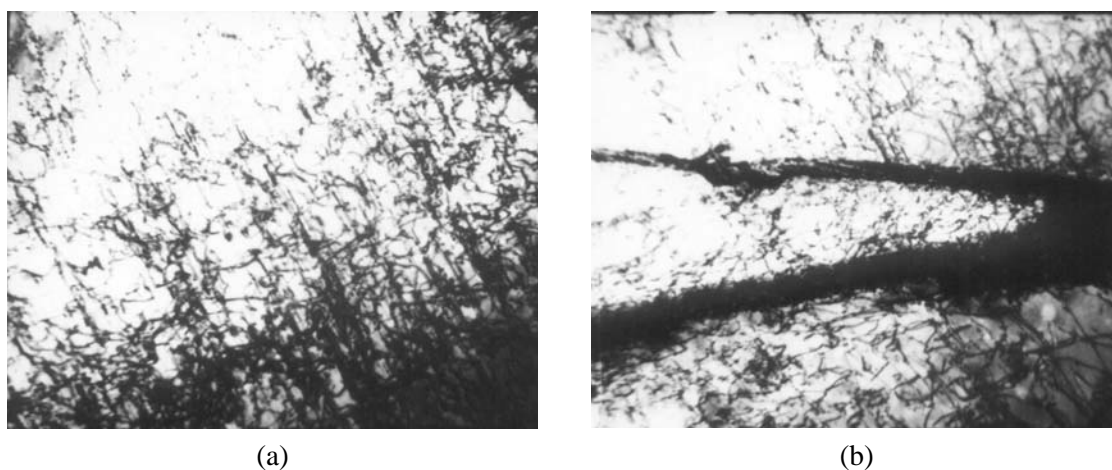


Figura 5.114 - Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 15\%$: (a) e (b) análise geral.

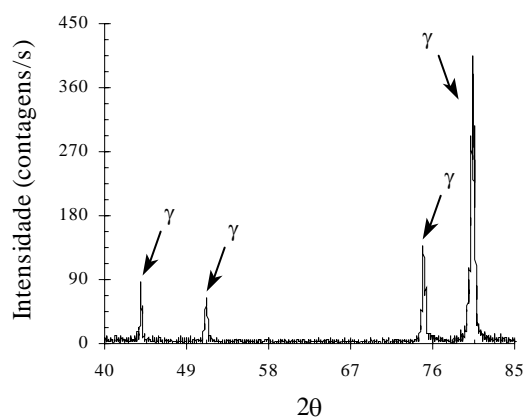


Figura 5.115- Difratoograma da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 15\%$.

As fotomicrografias e os difratogramas do aço inoxidável 304 trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ são exibidos nas figuras 5.118 a 5.121. Para a camada central do mesmo (figura 5.118), elevada densidade de discordâncias, estabelecidas em configurações análogas a redes de Taylor são

verificadas, com aparente ausência (ou presença muito discreta) de linhas transversais que poderiam ser bandas de martensita ϵ . Para a camada superficial da amostra (figura 5.120), resultados análogos ao centro são observados, assim como ocorre para os gráficos de difração de raios-x (figura 5.119 e 5.121). A similaridade dos aspectos observados nas figuras parece estar de acordo com os resultados de comportamento mecânico das camadas, apresentados na figura 5.47.

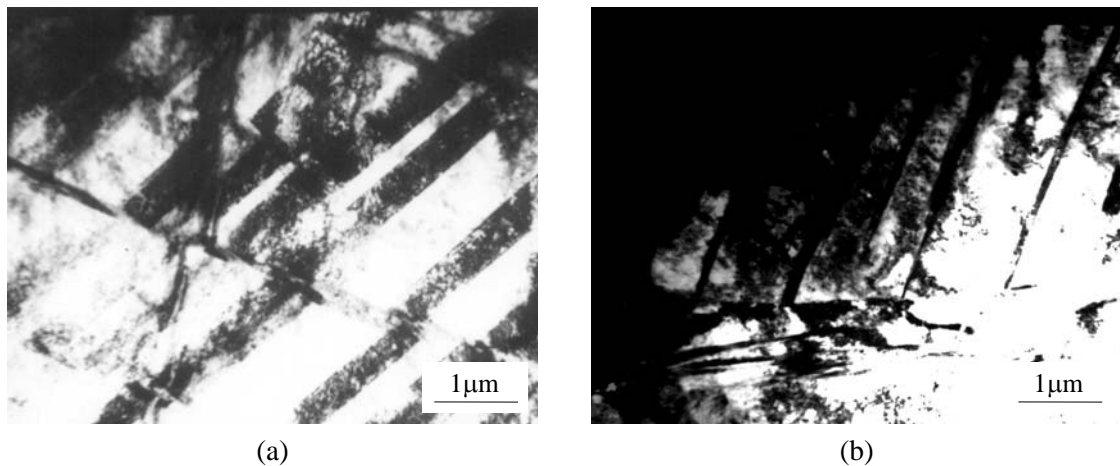


Figura 5.116 - Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 15\%$: (a) e (b) análise geral.

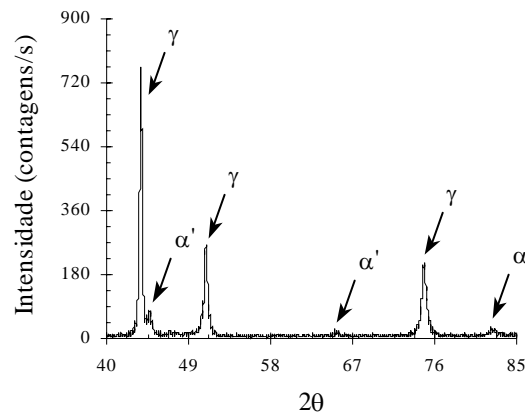


Figura 5.117- Difractograma da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 20^\circ/r = 15\%$.

Na figura 5.122 são mostradas imagens de MET do aço inoxidável 420 recozido. Presença acentuada de precipitados, anteriormente identificados como carboneto de cromo (seção 5.2), é verificada, assim como discordâncias distribuídas próximo aos mesmos e aos contornos de grão.

Os aspectos subestruturais das camadas do aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$ são exibidos nas figuras 5.123 e 5.124. Para a região central da amostra (figura 5.123), elevada densidade de discordâncias é observada, especialmente próximo aos precipitados, caracterizando regiões de emaranhados no metal. Ainda em relação à mesma, discreta formação de estrutura celular com paredes difusas (figura 5.123(b)) é verificada, cujo desenvolvimento é certamente dificultado pelos já mencionados precipitados de carboneto de cromo. O volume superficial do material (figura 5.124) parece apresentar, em comparação com o centro do corpo de prova, quantidade de discordâncias maior, também situadas em emaranhados, e estrutura celular um pouco mais definida, provavelmente em virtude da ocorrência de deformação mais elevada na região.

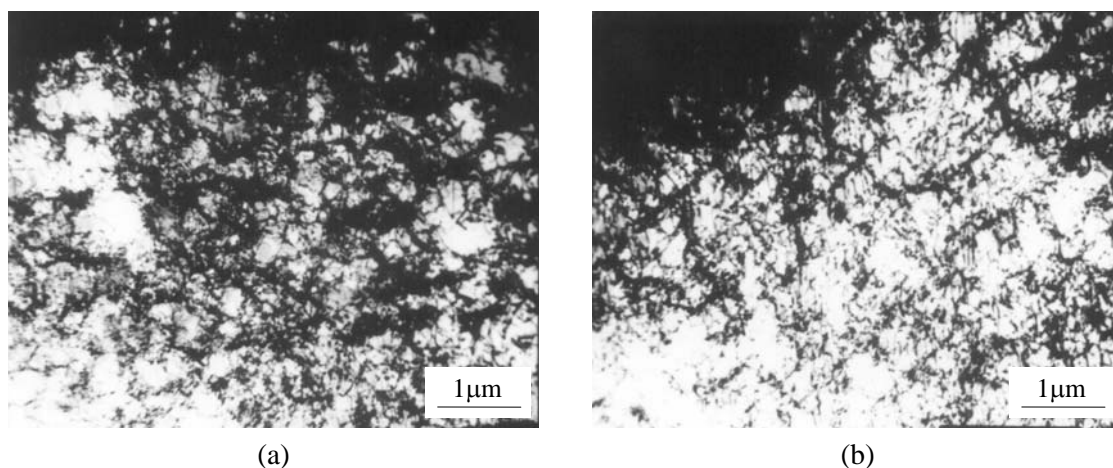


Figura 5.118 - Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral.

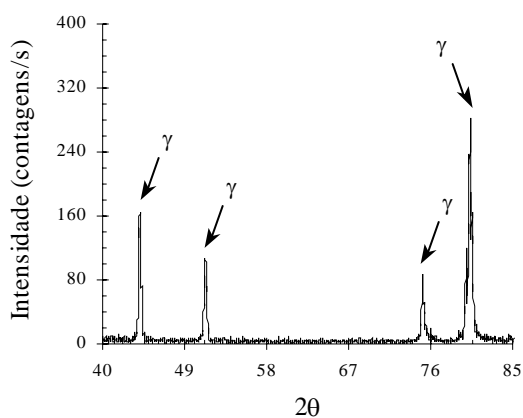


Figura 5.119 - Difratoograma da camada central do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$.

Nas figuras 5.125 e 5.126 são mostradas as fotomicrografias da amostra de aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$. Para a camada central (figura 5.125), aumento na quantidade de emaranhados e células de paredes mais grossas são observados, ao confrontar os resultados com as imagens obtidas para o metal conformado com $r = 8\%$. Já para a camada superficial (figura 5.126), além das regiões de alta densidade de discordâncias próximas aos precipitados, observam-se células de paredes mais definidas e geometria relativamente alongada.

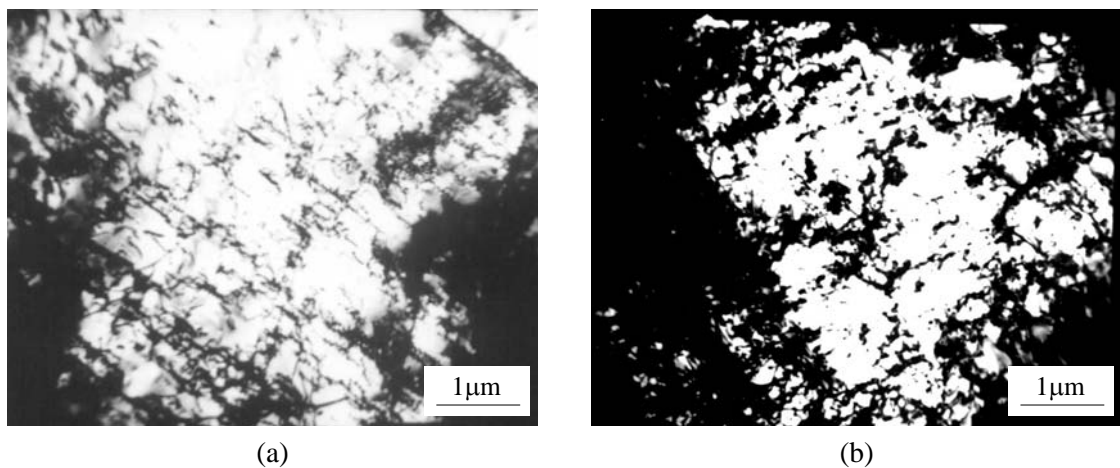


Figura 5.120 - Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral.

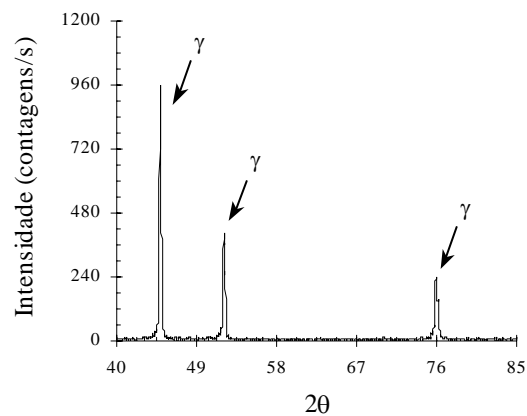


Figura 5.121 - Difratoograma da camada superficial do aço inoxidável 304 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r =$

As imagens do aço inoxidável 420 trefilado com $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$ são mostradas nas figuras 5.127 e 5.128. O centro da amostra (figura 5.127), assim como foi observado para as demais regiões

centrais do metal descritas anteriormente, parece apresentar estrutura celular e emaranhados. Para a superfície do metal, alta densidade de discordâncias e células de paredes espessas são exibidas.

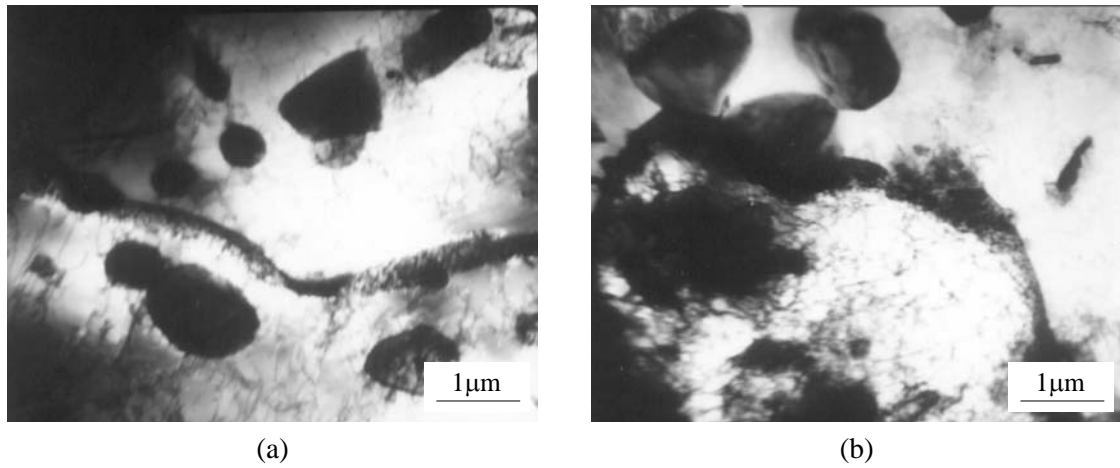


Figura 5.122 - Aspectos subestruturais do aço inoxidável 420 recozido: (a) e (b) análise geral.

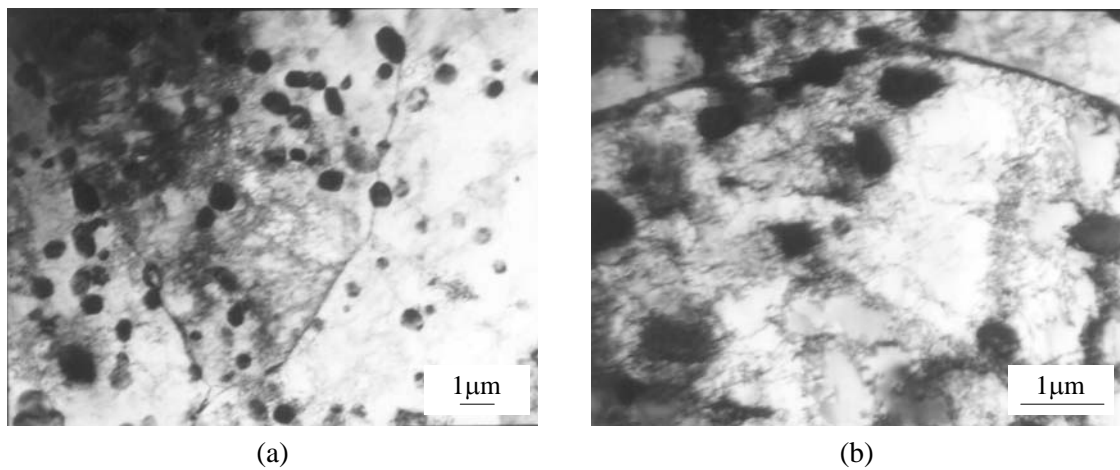


Figura 5.123 - Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral.

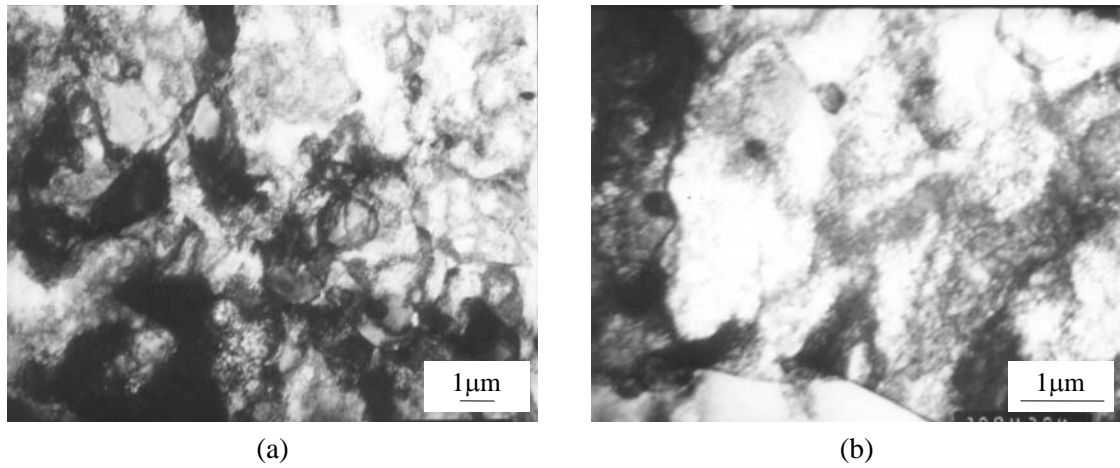


Figura 5.124 - Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 20^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral.

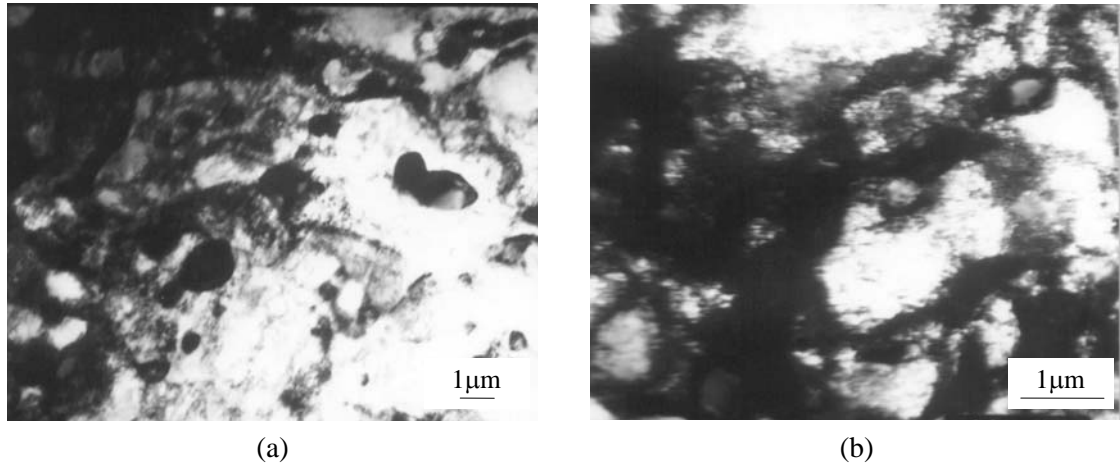


Figura 5.125 - Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$: (a) e (b) análise geral.

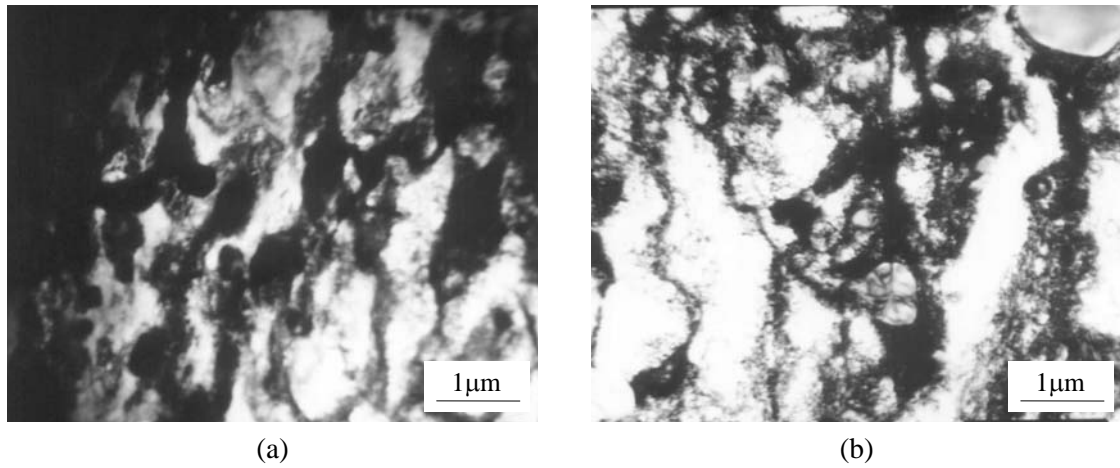


Figura 5.126 - Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 20^\circ$ e $r = 15\%$: (a) e (b) análise geral.

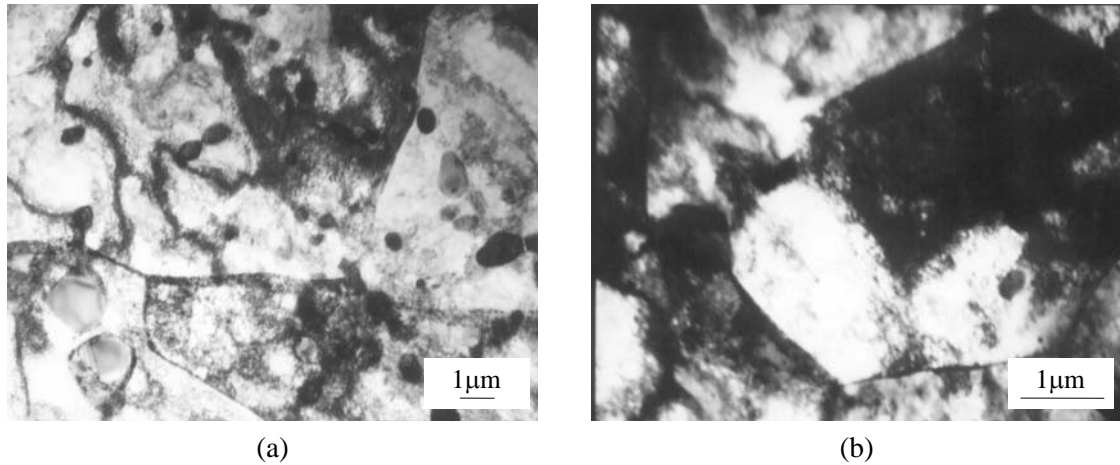


Figura 5.127- Aspectos subestruturais da camada central do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral.

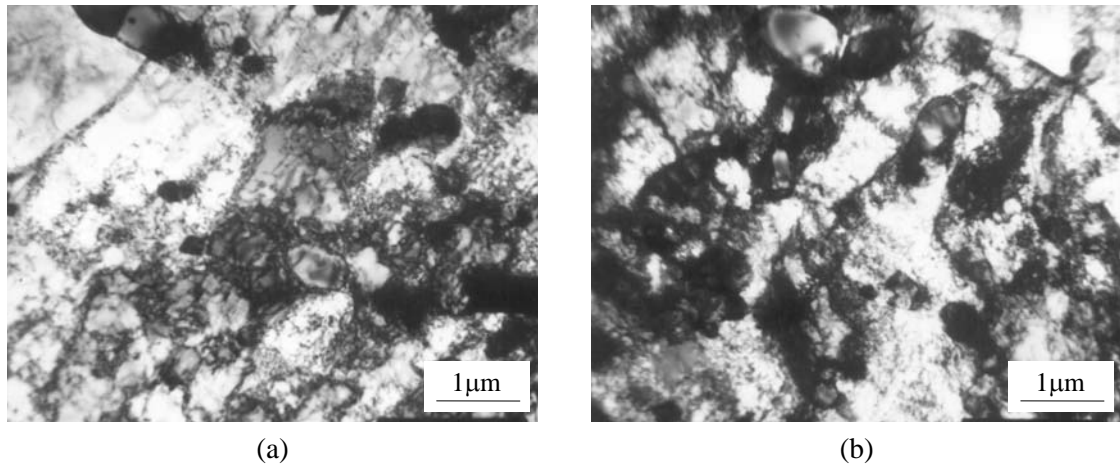


Figura 5.128- Aspectos subestruturais da camada superficial do aço inoxidável 420 trefilado - $\alpha = 3^\circ$ e $r = 8\%$: (a) e (b) análise geral.

6. CONCLUSÕES

- Em relação à deformação na trefilação, foi constatado que o aumento nos valores dos parâmetros geométricos do processo leva à obtenção de perfis mais heterogêneos, e que as características estruturais do metal a ser conformado também influenciam os resultados.
- As técnicas de visioelasticidade e superposição das curvas tensão-deformação levam à obtenção de coeficientes de deformação redundante distintos. A última, ainda que seja questionável em termos de análise da deformação média no processo, aparece como um indicativo dos efeitos de caminho de deformação no encruamento dos metais.
- Ocorrência de efeitos de caminho de deformação no comportamento mecânico subsequente das barras trefiladas foi observada em várias situações durante a análise dos resultados do trabalho. Os mesmos foram associados a alterações na trajetória de deformação de diferentes magnitudes, decorrentes da mudança nos parâmetros do processo e na posição ao longo da seção transversal das amostras, e aos aspectos estruturais dos materiais investigados.
- Foi verificada em diversas circunstâncias similaridade de comportamento entre o aço inoxidável 304 e o cobre, e o aço inoxidável 420 e o alumínio.
- Os resultados evidenciam as limitações na previsão do encruamento ulterior dos metais trefilados, uma vez que não foi observada uma tendência geral de comportamento mecânico dos mesmos. A classificação apresentada na literatura não abrange todos os fenômenos observados.

7. CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO

- Obtenção da distribuição da deformação ao longo da seção transversal das barras trefiladas em diversas condições de processamento para quatro materiais, evidenciando as diferenças entre os mesmos.
- Comparação das curvas de coeficiente de deformação redundante-parâmetro Δ obtidas através das técnicas de visioplasticidade e superposição das curvas tensão-deformação para metais com características de encruamento diversas.
- Avaliação do comportamento à tração ao longo da seção transversal das barras trefiladas, processadas em diferentes condições de operação, considerando os resultados de curvas de escoamento e de propriedades mecânicas.
- Análise da possibilidade de previsão do comportamento mecânico à tração do metal trefilado, em termos de resistência mecânica e ductilidade, a partir dos dados de ensaio da amostra recozida, considerando os efeitos de caminho de deformação no encruamento das barras.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Em termos de visioelasticidade, sugere-se a avaliação de um novo método para a marcação da rede nas amostras, de forma que a realização das medidas se torne mais fácil e precisa. Ressalta-se ainda a importância do aprimoramento dos métodos existentes ou desenvolvimento de novas técnicas para tratamento dos dados, de forma a minimizar os problemas encontrados no trabalho. Por fim, indica-se a aplicação do procedimento a outros processos de conformação, como a laminação e a extrusão angular em canais iguais (ECAP – equal channel angular pressing).
- Simulação numérica da trefilação e do comportamento mecânico à tração posterior do metal utilizando como parâmetro de calibração tanto da malha como do coeficiente de atrito a distribuição de deformação durante e após a operação obtida através da visioelasticidade. Baseando-se no perfil de encruamento obtido para as camadas da amostra trefilada, sugere-se também a simulação do processo considerando curvas diversas como dados de entrada do metal a ser deformado para regiões distintas ao longo da seção transversal do mesmo.
- Análise da influência do caminho de deformação na trefilação em dois ou mais passes, experimentos nos quais os possíveis efeitos de deformação cíclica na superfície da amostra devem ser acentuados.
- Estudo completo dos aspectos subestruturais associados ao encruamento à tração posterior das quatro metais trefiladas. Especificamente em relação ao aço inoxidável 304, considerando a ocorrência de transformação martensítica induzida por deformação plástica, avaliação da possibilidade de obtenção da deformação média no processo através da comparação das frações volumétricas de martensita em amostras tracionadas e trefiladas.
- Avaliação da influência da textura cristalográfica na relação entre o caminho de deformação e o comportamento mecânico subsequente das barras trefiladas.
- Desenvolvimento de um modelo para o cálculo das propriedades mecânicas de metais previamente trefilados considerando os efeitos do caminho de deformação no encruamento dos mesmos.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 MEYERS, M.A., CHAWLA, K.K. *Princípios de Metalurgia Mecânica*. 1 ed. São Paulo: Edgard Blucher Ltda., 1982. 505p.
- 2 BAY, B., HANSEN, N., HUGHES, D.A., KUHLMANN-WILSDORF, D. Evolution of FCC Deformation Structures in Polyslip. *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 40, n. 2, p. 205-219, 1992.
- 3 DIETER, G.E. *Mechanical Metallurgy*. 2 ed. London: McGraw-Hill, 1988. 751p.
- 4 KUHLMANN-WILSDORF, D. A New Theory of Work Hardening. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, v. 224, p. 1047-1061, October 1962.
- 5 LONGO, W.P., REED-HILL, R.E. Alguns Aspectos do Encruamento dos Metais - Continuação. *Revista do Círculo de Engenharia Militar*, v. 70, p. 22-30, 3^o trim. 1973.
- 6 LONGO, W.P., REED-HILL, R.E. Alguns Aspectos do Encruamento dos Metais - Continuação. *Revista do Círculo de Engenharia Militar*, v. 69, p. 1-8, 1^o trim. 1973.
- 7 KUHLMANN-WILSDORF, D. Theory of Plastic Deformation - Properties of Low Energy Structures. *Materials Science and Engineering*, v. A113, p. 1-41, 1989.
- 8 KUHLMANN-WILSDORF, D. Dislocation Structures - How Far From Equilibrium? Very Close Indeed. *Materials Science and Engineering*, v. A315, p. 211-216, 2001.
- 9 ARGON, A.S., HAASEN, P. A New Mechanism of Work Hardening in the Late Stages of Large Strain Plastic Flow in FCC and Diamond Cubic Crystals. *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 41, n. 11, p. 3289-3306, 1993.
- 10 KUHLMANN-WILSDORF, D. "Regular" Deformation Bands (DBs) and the LEDS Hypothesis. *Acta Materialia*, v. 47, n. 6, p. 1697-1712, 1999.
- 11 PANTLEON, W., HANSEN, N. Dislocation Boundaries - The Distribution Function of Disorientation Angles. *Acta Materialia*, v. 49, p. 1479-1493, 2001.
- 12 LONGO, W.P., REED-HILL, R.E. Alguns Aspectos do Encruamento dos Metais - Continuação. *Revista do Círculo de Engenharia Militar*, v. 71, p. 43-49, 1^o trim. 1974.
- 13 LUOH, T., CHANG, C.P. Effect of Grain Size/Texture on the Cyclic Stress-Strain Behavior of Polycrystalline Copper. *Materials Science and Engineering*, v. A256, p. 18-24, 1998.
- 14 CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., MONTEIRO, W.A., CETLIN, P.R. Mecanismos Envolvidos nos Processos de Deformação de Uma Liga de Alumínio 6063. In: *53^o*

- Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM*, 1998, Belo Horizonte. *Anais...* p. 1804-1811.
- 15 HANSEN, N., HUANG, X. Microstructure and Flow Stress of Polycrystals and Single Crystals. *Acta Materialia*, v. 46, n. 5, p. 1827-1836, 1998.
 - 16 HUGHES, D.A., HANSEN, N. Microstructural Evolution in Nickel During Rolling from Intermediate to Large Strains. *Metallurgical Transactions*, v. 24A, p. 2021-2037, September 1993
 - 17 CHUNG, K., WAGONER, R.H. Effect of Stress-Strain-Law Transients on Formability. *Metallurgical Transactions*, v. 17A, p. 1001-1009, June 1986.
 - 18 DOUCET, A.B., WAGONER, R.H. Transient Tensile Behavior of Interstitial-Free Steel and 70/30 Brass Following Plane-Strain Deformation. *Metallurgical Transactions*, v. 20A, p. 1483-1493, August 1989.
 - 19 WAGONER, R.H., LAUKONIS, J.V. Plastic Behavior of Aluminum-Killed Steel Following Plane-Strain Deformation. *Metallurgical Transactions*, v. 14A, p. 1487-1495, July 1983.
 - 20 SILLEKENS, W.H., DAUTZENBERG, J.H., KALS, J. Strain Path Dependence of Flow Curves. *Annals of the International Institution for Production Research - CIRP*, v. 40, p. 255-258, January 1991.
 - 21 LLOYD, D.J., SANG, H. The Influence of Strain Path on Subsequent Mechanical properties - Orthogonal Tensile Paths. *Metallurgical Transactions*, v. 10A, p. 1767-1772, November 1979.
 - 22 WILSON, D.V., ZANDRAHIMI, M., ROBERTS, W.T. Effects of Changes in Strain Path on Work Hardening in Cp Aluminium and an Al-Cu-Mg Alloy. *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 38, n. 2, p. 215-226, 1990.
 - 23 FERNANDES, J.V., VIEIRA, M.F. Strain Distribution in Copper Tensile Specimens Prestrained in Rolling. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 28A, p. 1169-1178, May 1997.
 - 24 VIEIRA, M.F., FERNANDES, J.V. Complex Strain Paths in Polycrystalline Copper: Microstructural Aspects. *Materials Research*, v. 2, n. 3, p. 185-189, 1999.
 - 25 RAUCH, E.F., GRACIO, J.J., BARLAT, F., LOPES, A.B., DUARTE, J.F. Hardening Behavior and Structural Evolution Upon Strain Reversal of Aluminum Alloys. *Scripta Materialia*, v. 46, p. 881-886, 2002.
 - 26 BARLAT, F., FERREIRA DUARTE, J.M., GRACIO, J.J., LOPES, A.B., RAUCH, E.F. Plastic Flow for Non-Monotonic Loading Conditions of an Aluminum Alloy Sheet

- Sample. *International Journal of Plasticity*, v. 19, p. 1215-1244, 2003.
- 27 KUSNIERZ, J., KUROWSKI, M., BALIGA, W. Strain Softening Effects in Microstructure of Twisted Pre-Deformed Copper Rods. *Materials Chemistry and Physics*, v. 81, p. 548-551, 2003.
- 28 KORBEL, A., RYS, J., SZCZERBA, M. Mechanisms of Plastic Flow and Strain Hardening of Cu-Al Single Crystals at Large Deformations. *Acta Metallurgica*, v. 32, n. 12, p. 2215-2219, 1985.
- 29 KORBEL, A., MARTIN, P. Microstructural Events of Macroscopic Strain Localization in Prestrained Tensile Specimen. *Acta Metallurgica*, v. 36, n. 9, p. 2575-2586, 1988.
- 30 KORBEL, A., MARTIN, P. Microscopic Versus Macroscopic Aspect of Shear Bands Deformation. *Acta Metallurgica*, v. 34, n. 10, p. 1905-1909, 1986.
- 31 KORBEL, A., EMBURY, J.D., HATHERLY, M., MARTIN, P.L., ERBSLOH, H.W. Microstructural Aspects of Strain Localization in Al-Mg Alloys. *Acta Metallurgica*, v. 34, n. 10, p. 1999-2009, 1986.
- 32 PEETERS, B., BACROIX, B., TEODOSIU, C., VAN HOUTTE, P., AERNOUDT, E. Work Hardening/Softening Behaviour of B.C.C. Polycrystals During Changing Strain Paths: II. TEM Observations of Dislocation Sheets in an IF Steel During Two-Stage Strain Paths and their Representation in Terms of Dislocation Densities. *Acta Materialia*, v. 49, p. 1621-1632, 2001.
- 33 LANGLOIS, L., BERVEILLER, M. Overall Softening and Anisotropy Related with the Formation and Evolution of Dislocation Cell Structures. *International Journal of Plasticity*, v. 19, p. 599-624, 2003.
- 34 GRACIO, J.J., LOPES, A.B., RAUCH, E.F. Analysis of Plastic Instability in Commercially Pure Al Alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 103, p. 160-164, 2000.
- 35 COFFIN, L.F., TAVERNELLI, J.F. The Cyclic Straining and Fatigue of Metals. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, v. 215, p. 794-807, October 1959.
- 36 SARMA, V.S., PADMANABHAN, K. A. Transmission Electron Microscopy of a Cyclically Deformed Medium Carbon Microalloyed Steel. *Journal of Materials Science Letters*, v. 16, p. 1495-1498, 1997.
- 37 ARMSTRONG, P.E., HOCKETT, J.E., SHERBY, O.D. Large Strain Multidirectional Deformation of 1100 Aluminum at 300K. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v. 30, p. 37-58, April 1982.
- 38 LUKÁS, P., KUNZ, L. Cyclic Plasticity and Substructure of Metals. *Materials Science*

- and Engineering*, v. A322, p. 217-227, 2002
- 39 RICHERT, M., RICHERT, J., ZASADZINSKI, J., DYBIEC, H. The Boundary Strain Hardening of Aluminium with Unlimited Cumulation of Large Deformation. *Z. Metallkde.*, v. 79, p. 741-745, 1988.
- 40 RICHERT, M., KORBEL, A. The Effect of Strain Localization on Mechanical Properties of Al99,992 in the Range of large Deformation. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 53, p. 331-340, 1995.
- 41 RICHERT, M., MCQUEEN, H.J., RICHERT, J. Microband Formation in Cyclic Extrusion Compression of Aluminum. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v. 37, n. 5, p. 449-457, 1998.
- 42 AGUILAR, M.T.P. *Comportamento à Tração de Barras Metálicas Submetidas à Trefilação Prévia em Um Único Passe*. Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, 1995. 244p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 43 WISTREICH, J.G. The Fundamentals of Wire Drawing. *Metallurgical Reviews*, v. 3, n. 10, p. 97-142, 1958.
- 44 THOMSEN, E.G., YANG, C.T., KOBAYASHI, S. *Mechanics of Plastic Deformation in Metal Processing*. 1 ed. New York: The Macmillan Company, 1965. 486p.
- 45 DIXIT, U.S., DIXIT, P.M. An Analysis of the Steady-State Wire Drawing of Strain Hardening Materials. *Journal of Materials processing Technology*, v. 47, p. 201-229, 1995.
- 46 HELMAN, H., CETLIN, P.R. *Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais*. 2 ed. Belo Horizonte: Fundação Christiano Ottoni, 1993. 170p.
- 47 CADDELL, R.M., ATKINS, A.G. The Influence of Redundant Work When Drawing Rods Through Conical Dies. *Journal of Engineering for Industry*, p. 411-419, May 1968.
- 48 ASM HANDBOOK. *Forming and Forging*. 9 ed. Ohio: American Society for Metals – ASM International, v. 14, 1998. 978p.
- 49 ROWE, G.W. *Principles of Industrial Metal Working Processes*. 4 ed. London: Edward Arnold, 1977. 407p.
- 50 PERTENCE, A.E.M. *Propriedades Mecânicas de Metais Deformados Ciclicamente por Flexo-Tração*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, 1995. 130p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

- 51 SADOK, L., LUKSZA, J., MAJTA, J. Inhomogeneity of Mechanical Properties In Stainless Steel Rods After Drawing. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 44, p. 129-141, 1994.
- 52 SADOK, L., LUKSZA, J., MAJTA, J., SKOLYSZEWSKI, A. Analysis of Inhomogeneity of Mechanical Properties In Stainless Steel Rods After Drawing. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 45, p. 293-298, 1994.
- 53 SHABAIK, A., KOBAYASHI, S. Computer Application to the Visioplasticity Method. *Journal of Engineering for Technology*, p. 1-8, November 1966.
- 54 POKRAS, V.D., RVACHEV, M.A. Application of the R-Functions Method to Visioplastic Analysis in Metal Forming. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 60, p. 493-500, 1996.
- 55 SHABAIK, A., THOMSEN, E.G. Some Additional Studies of the Mechanics of Axisymmetric Extrusions by the Visioplasticity Method. *Annals of the International Institution for Production Research - CIRP*, v. XVI, p. 41-48, 1968.
- 56 WANG, J.P. A New Approach to Visioplasticity in Plane-Strain Extrusion. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 79, p. 144-154, 1998.
- 57 MISIOLEK, W.Z., VAN GEERTRUYDEN, W.H., CLAVES, S.R., BANDAR, A.R. Characterization of Aluminum Extrusions: Modeling of Metal Flow and Microstructure Response. In: *5th International ESAFORM Conference on Material Forming, 2002, Cracovia. Anais...* p. 431-434.
- 58 SHABAIK, A.H. Computer-Aided Visioplasticity Solution to Axisymmetric Extrusion Through Curved Boundaries. *Journal of Engineering for Industry*, p. 1225-1231, November 1972.
- 59 KIMURA, K., ISHII, M., YOSHIMURA, H. An Analysis of Deformation, Temperature and Microstructure for Hot Extruded Titanium Alloy. *Metallurgical Transactions*, v. 24B, p. 139-144, 1993.
- 60 SEMIATIN, S.L., DELO, D.P. Equal Channel Extrusion of Difficult to Work Alloys. *Materials and Design*, v. 21, p. 311-322, 2000.
- 61 WANG, J.P. The Slip-Line Function Model Approach to Plane Dynamic Analysis of Visioplasticity. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 74, p. 1-9, 1998.
- 62 WANG, J.P. A New Approach to Visioplasticity in Dynamic Plane Upsetting. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 190, p. 1689-1700, 2000.
- 63 DWIVEDI, S.N. Plane Strain Visioplasticity for Dynamic and quasi-static Deformation Process. *Journal of Engineering for Industry*, v. 105, p. 197-202, 1983.

- 64 SADOK, L., PACKO, M. Application of Numerical Techniques to the Analysis of Strains in the Drawing Process. *Steel Research*, v. 60, n. 8, p. 351-355, 1989.
- 65 SADOK, L., PACKO, M., SKOLYSZEWSKI, A., RUMINSKI, M. Influence of the Shape of the Die on the Field of Strains in the Drawing Process. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 34, p. 381-388, 1992.
- 66 SADOK, L., LUKSZA, J., PACKO, M., BURDEK, M. Analysis of the Strain State in the Stainless Steel Rods After Drawing. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 45, p. 305-310, 1994.
- 67 HILL, R., TUPPER, S.J. A New Theory of the Plastic Deformation in Wire Drawing. *Journal of the Iron and Steel Institute*, v. 158, p. 353-359, 1948.
- 68 ATKINS, A.G., CADDELL, R.M. The Incorporation of Work Hardening and Redundant Work in Rod-Drawing Analysis. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 10, p. 15-28, 1968.
- 69 CETLIN, P.R. Redundant Deformation Factor Evaluation Through the Stress-Strain Curves Superposition Method in Round Section Bar Drawing – A Literature Analysis. *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 109, p. 272-275, October 1987.
- 70 CETLIN, P.R., MARCOS., J.L.N. Redundant Deformation Factor Evaluation Through the Stress-Strain Curves Superposition Method in Round Section Bar Drawing – Experimental Results. *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 109, p. 276-281, October 1987.
- 71 BACKOFEN, W.A. *Deformation Processing*. 1 ed. Massachusetts: Addison Wesley Reading, 1972. 326p.
- 72 CETLIN, P.R. Redundant Deformation Factor Evaluation Through the Hardness Profile Method in Round Section Bar Drawing. *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 106, p. 147-151, April 1984.
- 73 ROBINSON, J.N., SHABAIK, A.H. The Determination of the Relationship Between Strain and Microhardness by Means of Visioplasticity. *Metallurgical Transactions*, v. 4, p. 2091-2095, September 1973.
- 74 ZEHETBAUER, M., TRATTNER, D. Effects of Stress-aided Static Recovery in Iteratively Cold- Worked Aluminum and Copper. *Materials Science and Engineering*, v. 89, p. 93-101, 1987.
- 75 CETLIN, P.R., SILVA., A.P. A Comparison of Redundant Deformation Factors in the Drawing of Round Section Bars. *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 116, p. 574-575, October 1994.

- 76 AVITZUR, B. *Metal Forming: Processes and Analysis*. 1 ed. New York: McGraw-Hill, 1968. 500p.
- 77 LUKSZA, J., MAJTA, J. Redundant Strains in the Drawing Process. In: International Conference on Metal Forming - Metal Forming 1989, 1989. *Anais...* p. 182-187.
- 79 MAJTA, J., LUKSZA, J., SADOK, L. The Estimation of Mechanical Properties Distribution in Plastic Working Products: Example for the Drawing Process. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 34, p. 389-396, 1992.
- 79 TROZERA, T.A. On the Nonhomogeneous Work for Wire Drawing. *Transactions of the ASM*, v. 57, p. 309-323, 1964.
- 80 AVITZUR, B. Metal Forming. In: *Encyclopaedia of Physics Science and Technology*. 1 ed. San Diego: Academic Press, 1987. v. 8, p. 80-109.
- 81 KOBAYASHI, S., OH, S., ALTAN, T. *Metal Forming and the Finite-Element Method*. 1 ed. Oxford: Oxford University Press, 1989. 377p.
- 82 AVITZUR, B. Analysis of Wire Drawing and Extrusion Through Conical Dies of Small Cone Angle. *Journal of Engineering for Industry*, p. 89-96, February 1963.
- 83 CAMPOS, H.B. *Estudo da Deformação em Passe Simples de Trefilação em Barras de Cobre*. Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, 1993. 401p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 84 WISTREICH, J.G. Investigation of the Mechanics of Wire Drawing. *Proceedings of the Institute of Mechanical Engineering*, v. 169, p. 654-678, 1955.
- 85 JOHNSON, R.W., ROWE, G.W. Redundant Work in Drawing Cylindrical Stock. *Journal of the Institute of Metals*, v. 96, p. 97-105, 1968.
- 86 GIFFORD, R.B., BANDAR, A.R., MISIOLEK, W.Z., COULTER, J.P. A Numerical Investigation of the Wire Drawing Process. In: *8th International Conference on Metal Forming - Metal Forming*, 2000, Cracóvia. *Anais...* p. 597-604.
- 87 FUJITA, H., UEDA, S. Stacking Faults and FCC (γ) \rightarrow HCP (ϵ) Transformation in 18/8 Type Stainless Steel. *Acta Metallurgica*, v. 20, p. 759-767, May 1972.
- 88 MANGONON, P.L., THOMAS, G. The Martensite Phases in 304 Stainless Steel. *Metallurgical Transactions*, v. 1, p. 1577-1586, June 1970.
- 89 LECROISEY, F., PINEAU, A. Martensitic Transformations Induced by Plastic Deformation in the Fe-Ni-Cr-C System. *Metallurgical Transactions*, v. 3, p. 387-396, February 1972.

- 90 CORRÊA, E.C.S. *Efeito da Trajetória de Deformação no Encruamento de Aços Inoxidáveis*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais - UFMG, 2000. 169p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica).
- 91 CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., CETLIN, P.R. The Effect of the Strain Path on the Work Hardening of Austenitic and Ferritic Stainless Steels in Axisymmetric Drawing. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 34A, p. 589-601, March 2003.
- 92 CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., CETLIN, P.R. Tensile Uniform Strain Analysis after Drawing of AISI 304 Stainless Steel Bars. *International Journal of Forming Processes*, n. 3-4, v. 6, p. 299-313, 2003.
- 93 METALS HANDBOOK. *Properties and Selection*. 8 ed. Ohio: American Society for Metals – ASM International, v. 1, 1975. 1300p.
- 94 PINHEIRO, I.P., BARBOSA, R., CETLIN, P.R. Effect of the Cyclic Strain Amplitude on the Hot Dynamic Restoration of Copper. *Scripta Materialia*, v. 44, n. 1, p. 187-193, 2001
- 95 ASM HANDBOOK. *Heat Treating*. 3 ed. Ohio: American Society for Metals – ASM International, v. 4, 1995. 1012p.
- 96 TANNER, A.B., MCGINTY, R.D., MCDOWELL, D.L. Modeling Temperature and Strain Rate History Effects in OFHC Cu. *International Journal of Plasticity*, v. 10, p. 575-603, 1999.
- 97 RAUCH, E.F., THUILLIER, S. Rheological Behaviour of Mild Steel Under Monotonic Loading Conditions and Cross-Loading. *Materials Science and Engineering*, v. A164, p. 255-259, 1993.
- 98 CHAPRA, S.C., CANALE, R.P. *Numerical Methods for Engineers*. 2 ed. New York: McGraw-Hill, 1988. 839p.
- 99 MATHEWS, J.H. *Numerical Methods for Mathematics, Science and Engineering*. 2 ed. New Jersey: Prentice-Hall, 1992. 646p.
- 100 WANG, J.P., LIN, Y.T., TSAI, Y.S. Color-Pattern Image Processing for the Evaluation of Stream-Lines in Plane-Strain Extrusion. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 68, p. 246-250, 1997.
- 101 WANG, J.P. Fuzzy C-Means Approach to Color-Image Processing for Evaluating the Grid Lines in Plane Extrusion. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 91, p. 12-17, 1999.
- 102 HECKER, S.S., STOUT, M.G., STAUDHAMMER, K.P., SMITH, J.L. Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part I. Magnetic Measurements and Mechanical Behavior. *Metallurgical Transactions*, v. 13A,

- p. 619-626, April 1982.
- 103 VIEIRA, M.F., FERNANDES, J.V. Plastic Behaviour of Copper Sheets Subjected to a Double Strain-Path Change. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 47, p. 261-272, 1995.
- 104 VIEIRA, M.F., FERNANDES, J.V., CHAPARRO, B. Yield Stress After Double Strain-Path Change. *Materials Science and Engineering*, v. A284, p. 64-69, 2000.
- 105 WILSON, D.V., BATE, P.S. Influences of Cell Walls and Grain Boundaries on Transient Responses of an IF Steel to Changes in Strain Path. *Acta Metallurgica et Materialia*, v. 42, n. 4, p. 1099-1111, 1994.
- 106 SCHMITT, J.H., AERNOUDT, E., BAUDELET, B. Yield Loci for Polycrystalline Metals without Texture. *Materials Science and Engineering*, v. 75, p. 13-20, 1985.
- 107 CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., CETLIN, P.R. The Effect of Tension/Torsion Strain Path Changes on the Work Hardening of Cu-Zn Brass. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 124, p. 384-388, 2002.
- 108 GRACIO, J.J. Interaction Between Thermal Recovery and the Change in Strain Path in Low Carbon Steel. *Materials Science Engineering*, v. A174, p. 111-117, 1994.
- 109 FERNANDES, J.V., MENEZES, L.F., RODRIGUES, D.M., CHAPARRO, B.M., VIEIRA, M.F. Non-Uniform Deformation after Prestrain. *European Journal of Mechanics*, v. A19, p. 209-221, 2000.
- 110 SILVA, A.P., CETLIN, P.R. Modelamento Matemático do Alongamento à Tração de Barras de Aço ABNT 1008 após Trefilação. In: *49º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais - ABM*, 1994, São Paulo. *Anais...* p. 271-278.
- 111 MANGONON, P.L., THOMAS, G. Structure and Properties of Thermal-Mechanically Treated 304 Stainless Steel. *Metallurgical Transactions*, v. 1, p. 1587-1594, June 1970.
- 112 PADILHA, A.F., RIOS, P.R. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. *ISIJ International*, v. 42, p. 325-337, 2002.
- 113 HECKER, S.S., STOUT, M.G., STAUDHAMMER, K.P., SMITH, J.L. Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation Induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part II. Microstructural Study. *Metallurgical Transactions*, v. 13A, p. 627-635, April 1982.