

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

Tese de Doutorado

**“Estudo do encruamento dos aços
AISI 304 e AISI 409 com uso da
técnica de cisalhamento planar simples”**

Autor: Wellington Lopes
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Dezembro/2009

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

Wellington Lopes

**ESTUDO DO ENCRUAMENTO DOS AÇOS AISI 304 e AISI 409
COM USO DA TÉCNICA DE CISLHAMENTO PLANAR SIMPLES**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais como Requisito Parcial à Obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Minas

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

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2009

AGRADECIMENTO

Se nomes eu fosse citar, eu poderia me esquecer de alguém.

Desta forma, sem desmerecer a atenção e a ajuda de todos aqueles que sabem o quanto me ajudaram,

Eu faço o meu agradecimento aquele que eu não sei o nome,

Mas que por intermédio de DEUS permitiu que eu continuasse a celebrar a VIDA neste mundo.

Obrigado!

SUMÁRIO

Lista de Figuras

Lista de Tabelas

Lista de Símbolos e Abreviaturas

1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1. Encruamento dos metais e suas variáveis	4
3.2. Comportamento mecânico versus trajetória de deformação	6
3.2.1. Rotas de carregamentos monotônico combinados	13
3.2.2. Rotas de carregamentos cíclicos	19
3.2.3. Rotas de carregamento com esforço cisalhante	27
3.2.3.1. Técnica de cisalhamento planar simples	27
3.2.3.2. Rotas de processamento mecânico.....	33
3.3. Laminação de chapas	45
4. MATERIAIS E MÉTODOS	48
4.1. Materiais	48
4.1.1. Aço inoxidável AISI 304 (tipo 304N)	48
4.1.2. Aço inoxidável AISI 409	50
4.2. Corpos de prova	51
4.2.1. Corpos de prova para tração uniaxial	52
4.2.2. Corpo de prova para cisalhamento	54
4.3. Caracterização dos materiais	55
4.3.1. Caracterização microestrutural	55
4.3.2. Caracterização mecânica	56
4.3.3. Identificação de fases por difração de raios-X	60
4.4. Procedimento Experimental	61
4.4.1. Ensaio mecânicos	62
4.4.1.1. Laminação a frio	62
4.4.1.2. Ensaio de tração uniaxial	63
4.4.1.3. Ensaio de cisalhamento	65
4.4.2. Rotas de carregamento	69
4.4.2.1. Rotas de carregamento 1: laminação/cisalhamento e	

tração/cisalhamento	69
4.4.2.2. Rota de carregamento 2: cisalhamento direto/cisalhamento reverso	72
4.4.2.3. Rota de carregamento 3: laminação/tração/tração	73
4.4.2.4. Rota de carregamento 4: laminação/tração/cisalhamento	76
4.5. Ductilidade versus mudanças na trajetória de deformação	78
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	80
5.1. Caracterização dos Materiais	80
5.1.1. Caracterização microestrutural (estado como recebido)	80
5.1.2. Caracterização mecânica (estado como recebido)	84
5.1.3. Caracterização das fases do aço AISI 304 por difração de raios-X (estado como recebido)	89
5.2 Comportamento mecânico versus mudanças na trajetória de deformação	90
5.2.1 Efeito do modo de pré-deformação no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409	90
5.2.2. Efeito da quantidade de pré-deformação no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409	94
5.2.3. Efeito da rota de processamento mecânico no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409	99
5.2.3.1. Rota laminação/tração/tração	100
5.2.3.2. Rota laminação/tração/cisalhamento	108
5.2.3.3. Comparação das rotas laminação/tração/tração e laminação/tração/cisalhamento	116
5.2.3.3.1. Aço AISI 304	116
5.2.3.3.2. Aço AISI 409	128
5.2.3.4. Efeito dos esforços de laminação a frio e de tração no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 para a sequência laminação _{6%} / tração _{6%} /cisalhamento _{0°}	132
5.2.4. Aplicação tecnológica: rota tração/cisalhamento	153
5.2.5. Considerações finais	156
6. CONCLUSÕES	168
7. CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO	170
8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	171
9. REFERÊNCIAS	172

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Efeito do encruamento de um metal sobre a curva tensão-deformação	4
Figura 3.2	Variação da curva tensão-deformação para o ferro puro em função da temperatura, (DIETER 1981)	5
Figura 3.3	Variação da tensão de fluxo com a taxa de deformação para a liga de alumínio 6063-O em diferentes valores de temperatura (deformação $\varepsilon = 0,002$), (DIETER 1981)	6
Figura 3.4	Curvas tensão-deformação usadas para caracterizar o encruamento de um material submetido a um carregamento com inversão no sentido de deformação: (a) encruamento isotrópico, (b) encruamento cinemático, (FOLTRAN 1999)	7
Figura 3.5	(a) Micrografia via microscopia eletrônica de transmissão – MET num grão de uma amostra pré-deformada em tração de 0,20 na direção de laminação, vista no plano longitudinal; (b) representação esquemática da microestrutura: contornos de blocos de células – <i>Cell-Block Boundaries</i> - (CBBs) paralelos ao plano {110} e blocos de células – <i>Cell Blocks</i> - (CBs) com orientação aleatória, (PEETERS <i>et al.</i> 2002)	10
Figura 3.6	Sequência ortogonal (tração/tração _{90°}) para o aço inoxidável SAF 2304, (MOVERARE e ODÉN 2002)	14
Figura 3.7	Valores do parâmetro “ α ” que caracterizam as rotas de carregamento TRT, RRT ₁ e RRT ₂ , (VIEIRA e FERNANDES 1995)	15
Figura 3.8	Exemplos de curvas de tensão verdadeira (σ) em função da deformação verdadeira (ε) de amostras pré-deformadas: (a) sequência TRT, (b) sequência RRT ₁ , (c) sequência RRT ₂ , (VIEIRA e FERNANDES 1995)	16
Figura 3.9	Valores da deformação mínima para três trajetórias de deformação nas quais a localização da deformação plástica durante a última trajetória em tração aparece imediatamente após o escoamento plástico do cobre, (VIEIRA e FERNANDES 1995)	17
Figura 3.10	Rota tração/compressão para a liga de alumínio AA6022-T4, (BOGER <i>et al.</i> 2005)	19
Figura 3.11	Curvas tensão verdadeira em função da deformação plástica: (a) sequência tração/fadiga; (b) sequência fadiga/tração, sendo $\Theta = 0^\circ$ para as duas situações, (JIA e FERNANDES 2003)	21
Figura 3.12	Estrutura de saturação de discordâncias para a rota tração/fadiga após: (a) a pré-deformação em tração de 0,02 seguida por fadiga e (b) a pré-deformação em tração de 0,10 seguida por fadiga, sendo $\Theta = 0^\circ$ e a amplitude da deformação plástica em fadiga de 6.10^{-4} para as duas	

	situações, (JIA e FERNANDES 2003)	22
Figura 3.13	Estrutura de saturação de discordâncias para a rota fadiga/tração após: (a) o recozimento da amostra e deformação em fadiga, (b) a pré-deformação em fadiga seguida por deformação em tração até 0,05; (c) a pré-deformação em fadiga com amplitude de deformação plástica de 3.10^{-3} seguida por deformação em tração até 0,10 e (d) o recozimento da amostra e deformação em tração até a ruptura, sendo $\Theta = 0^\circ$ em todos os casos e a amplitude da deformação plástica em fadiga em (a) e em (b) de 6.10^{-4} , (JIA e FERNANDES 2003)	23
Figura 3.14	Microbandas desenvolvidas na sequência laminação _{20%} /tração _{5%} , sendo a tração feita a 90° em relação à laminação prévia, (SAKHAROVA e FERNANDES 2006)	24
Figura 3.15	Curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva para a rota tração/torção cíclica: (a) aço e (b) latão, (CORRÊA <i>et al.</i> 2003)	25
Figura 3.16	Curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva para a sequência torção cíclica /tração: (a) aço e (b) latão, (CORRÊA <i>et al.</i> 2003)	25
Figura 3.17	Ilustrações esquemáticas do dispositivo desenvolvido por YOSHIDA <i>et al.</i> (2002) para a realização do teste cíclico em chapas metálicas (tração/compressão)	26
Figura 3.18	(a) Representação das forças opostas e tangenciais à zona deformada na garra de cisalhamento (b) representação do sentido de aplicação das forças num corpo de prova cisalhado	27
Figura 3.19	(a) Equipamento utilizado para a pré-deformação em cisalhamento, GENEVOIS (1992), (b) Amostra deformada em cisalhamento, γ de 0,17 com a distribuição da deformação cisalhante ao longo da área deformada, (BOUVIER <i>et al.</i> 2006a)	28
Figura 3.20	(a) Equipamento para cisalhamento planar simples projetado por BOUVIER <i>et al.</i> (2006b), (b) Amostra deformada fixa ao dispositivo de cisalhamento, (KNOCKAERT <i>et al.</i> 2001)	29
Figura 3.21	(a) Sistema de carregamento multiaxial com uso de atuadores: 1- grampo inferior de amostras; 2 – grampo superior; 3 – cabeçote superior; 4 – base deslizante; 5 – células de carga superior; 6 – célula de carga horizontal e atuador; 7 – câmera digital; (b) esquema do dispositivo mecânico, (MOHR e OSWALD, 2008)	30
Figura 3.22	Dispositivo para o teste de cisalhamento planar simples desenvolvido por AN <i>et al.</i> (2009)	31
Figura 3.23	(a) Formação de trincas no corpo de prova de cisalhamento planar simples; (b) Formação de dobras na borda da área cisalhada quando o corpo de prova é maior que o comprimento do grampo, indicadas por	

	setas, (BOUVIER <i>et al.</i> 2005)	33
Figura 3.24	Fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão das subestruturas de discordâncias desenvolvidas para a liga de alumínio AA1050-O: (a) após deformação monotônica em cisalhamento de 0,30; (b) após deformação monotônica em tração de 0,12; e após a pré-deformação em tração de 0,14 seguida por cisalhamento de 0,15: (c) a 45°, ilustrando a reorganização celular; (d) a 90°, mostrando a superposição celular e (e) a 135°, exibindo a dissolução celular, (BARLAT <i>et al.</i> 2003) .	34
Figura 3.25	Curvas tensão efetiva - trabalho plástico por unidade de volume para a liga de alumínio AA1050-O pré-deformada em tração de 0,14 seguida por cisalhamento de 0,15 em diferentes orientações: (a) 45°; (b) 90° e (c) 135°, (BARLAT <i>et al.</i> 2003)	35
Figura 3.26	Curvas tensão efetiva - trabalho plástico por unidade de volume para a liga de alumínio AA1050-O pré-deformada em tração de 0,14 seguida por cisalhamento de 0,15 em diferentes orientações: (a) 45°; (b) 90° e (c) 135°, (BARLAT <i>et al.</i> 2003)	37
Figura 3.27	Comportamento não-usual do encruamento após sequência ortogonal: (a) aço de baixo teor de carbono DC06 e (b) aço <i>Dual Phase</i> DP600, (HADDADI <i>et al.</i> 2006)	38
Figura 3.28	Curvas tensão cisalhante-deformação cisalhante para o aço de baixo teor de carbono (AKDQ) para carregamento com deformação monotônica e alguns testes cíclicos (valores de amplitude de deformação cisalhante cíclica de 0,037, 0,112, 0,211 e 0,34), (HU 1994)	39
Figura 3.29	Taxa de encruamento em função da tensão de fluxo cisalhante para o aço com baixo teor de carbono AKDQ para valores de amplitude de deformação cisalhante cíclica de 0,037, 0,112, 0,211 e 0,34, (HU 1994) ..	40
Figura 3.30	Curvas tensão cisalhante-deformação cisalhante de amostras com e sem pré-deformação em laminação, (GRACIO <i>et al.</i> 2000)	41
Figura 3.31	Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão – MET - das subestruturas de discordâncias desenvolvidas após o cisalhamento monotônico conduzido em diferentes direções após a laminação a frio da liga de alumínio AA1050-O :(a) ângulo de 45°, “ α ” = 0,5; (b) ângulo de 0°, “ α ” = 0,0 e (c) ângulo de 135°, “ α ” = -0,5, (GRACIO <i>et al.</i> 2000). * As escalas das imagens não foram fornecidas pelos autores	42
Figura 3.32	Evolução do fator de Taylor com a deformação cisalhante, (GRACIO <i>et al.</i> 2000)	42
Figura 3.33	Ensaio do tipo Bauschinger para diferentes valores de pré-deformação ao longo da direção de laminação: (a) aço ZstE180BH; (b) liga de alumínio AA5182-O, (BOUVIER <i>et al.</i> 2006b)	44

Figura 3.34	Esquema do processo de laminação de chapas, (ASM HANDBOOK 2001a)	45
Figura 3.35	Curvas tensão cisalhante – deformação cisalhante para o aço de baixo teor de carbono pré-deformado em laminação a frio de 0,05, 0,20, 0,40 e 0,80 (LOPES <i>et al.</i> , 1999)	47
Figura 4.1	Corpos de prova para ensaio de tração uniaxial com diferentes tamanhos: (a) tipo A (tamam84mm x 20mm x t); (b) tipo B (135mm x 17,5mm x t) e (c) tipo C (290mm x 130mm x t)	53
Figura 4.2	Máquina para corte submerso por eletroerosão a fio Robofil 240 SL, Charmilles	54
Figura 4.3	(a) Corpo de prova para tração uniaxial (tipo B) obtido mediante corte por eletroerosão a fio e (b) sobra de material após o corte	54
Figura 4.4	Esquema do corpo de prova para ensaio de cisalhamento	55
Figura 4.5	Corpo de prova de tração (aço AISI 409) marcado para a medição do alongamento total (AL%)	57
Figura 4.6	Curva tensão convencional – deformação convencional, exibindo o método usado para a medição do alongamento uniforme	58
Figura 4.7	Descrição do método utilizado para o cálculo do coeficiente de encruamento, n	58
Figura 4.8	Fluxograma do procedimento experimental	61
Figura 4.9	Laminador Fröhling: (a) vista lateral e (b) vista frontal	62
Figura 4.10	Máquina de ensaios Instron 5582	63
Figura 4.11	Dispositivo usado para o ensaio de tração uniaxial nos corpos de prova tipo C: (a) corpo de prova de tração fixado junto ao dispositivo e (b) dispositivo montado na máquina de ensaios Instron 5582	64
Figura 4.12	Identificação dos componentes usados na fixação do corpo de prova ao dispositivo de tração	65
Figura 4.13	(a) Esquema da garra de cisalhamento planar simples (b) dispositivo montado na máquina de ensaios Instron 5582	65
Figura 4.14	(a) Esquema do corpo de prova de cisalhamento deformado e (b) descrição dos parâmetros ΔL e b usados para a medição da deformação cisalhante	66
Figura 4.15	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para os carregamentos monotônicos em tração e em cisalhamento em função dos fatores de conversão F para: (a) aço AISI 304 e (b) aço AISI 409	68
Figura 4.16	(a) Fluxograma rota 1 e (b) respectivos valores do parâmetro “ α ”	71
Figura 4.17	(a) Fluxograma rota 2 e (b) respectivos valores do parâmetro “ α ”	73
Figura 4.18	(a) Fluxograma rota 3 e (b) respectivos valores do parâmetro “ α ”	75
Figura 4.19	(a) Fluxograma rota 4 e (b) respectivos valores do parâmetro “ α ”	77

Figura 4.20	Esquema curva deformação residual uniforme – pré-deformação com a descrição de dois valores distintos de deformação residual uniforme (ϵ_{ur1} e ϵ_{ur2})	79
Figura 5.1	Fotomicrografias do aço inoxidável 304N – microscópio óptico - MO, ataque com reativo químico Glicerrégia: (a) seção longitudinal e (b) seção transversal	81
Figura 5.2	Fotomicrografias do aço inoxidável 304N – microscópio eletrônico de varredura - MEV, ataque com reativo químico Glicerrégia: (a) seção longitudinal e (b) seção transversal	81
Figura 5.3	Fotomicrografias do aço inoxidável AISI 409 – microscópio óptico - MO, ataque com reativo químico Vilella: (a) seção longitudinal e (b) seção transversal	82
Figura 5.4	Fotomicrografias do aço inoxidável AISI 409 – microscópio eletrônico de varredura - MEV, ataque com reativo químico Vilella: (a) seção longitudinal e (b) seção transversal	82
Figura 5.5	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva obtidas após tração a 0°DL, a 45°DL e a 90°DL para: (a) aço AISI 304 e (b) aço AISI 409	86
Figura 5.6	Curva taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) em função da deformação efetiva para os aços AISI 304 e AISI 409 na direção de laminação (0°DL)	87
Figura 5.7	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva obtidas para os aços AISI 304 e AISI 409 após carregamentos monotônicos de tração e de cisalhamento .	88
Figura 5.8	Difratograma da amostra de aço AISI 304 após banho de decapagem de 15minutos	89
Figura 5.9	Difratograma da amostra de aço AISI 304 após banho de decapagem de 30minutos	90
Figura 5.10	Difratograma da amostra de aço AISI 304 após banho de decapagem de 45minutos	90
Figura 5.11	(a) Curvas tensão efetiva – deformação efetiva e (b) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as sequências laminação _{6%} /cisalhamento _{0°} e tração _{6%} /cisalhamento _{0°} , aço AISI 304	92
Figura 5.12	(a) Curvas tensão efetiva – deformação efetiva e (b) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as sequências laminação _{6%} /cisalhamento _{0°} e tração _{6%} /cisalhamento _{0°} , aço AISI 409	92
Figura 5.13	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o carregamento Bauschinger: (a) sem inversão dos eixos e (b) com inversão do eixo e $\Delta\sigma = 231\text{MPa}$ para $\epsilon_{et} = 0,06$ e $\Delta\sigma = 203\text{MPa}$ para $\epsilon_{et} = 0,12$ (região das setas)	

	e (c) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 304	95
Figura 5.14	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o carregamento Bauschinger: (a) sem inversão dos eixos e (b) com inversão do eixo e $\Delta\sigma = 113\text{MPa}$ para $\epsilon_{et} = 0,06$ e para $\epsilon_{et} = 0,12$ (região das setas) e (c) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 409	96
Figura 5.15	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o carregamento Bauschinger deslocadas ao longo do eixo das abscissas de $\epsilon_e = 0,06$ e $0,12$: (a) aço AISI 304 e (b) aço AISI 409	98
Figura 5.16	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para a rota laminação/tração/tração em função do ângulo de recarregamento em tração: (a) 0° , (b) 45° , (c) 90° e (d) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as três direções, aço AISI 304.....	101
Figura 5.17	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para a rota laminação/tração/tração em função do ângulo de recarregamento em tração: (a) 0° , (b) 45° , (c) 90° e (d) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as três direções, aço AISI 409	104
Figura 5.18	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para a rota laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento em função do ângulo de recarregamento em cisalhamento: (a) 0° , (b) 45° , (c) 135° e (d) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as três direções, aço AISI 304	109
Figura 5.19	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para a rota laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento em função do ângulo de recarregamento em cisalhamento: (a) 0° , (b) 45° , (c) 135° e (d) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as três direções, aço AISI 409	112
Figura 5.20	Comparação sequências de carregamento laminação _{6%} /tração _{6%} /tração _{90°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} : a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 304	116
Figura 5.21	Difratogramas do aço AISI 304 para as sequências de carregamento com “ α ” = 0,0: a) laminação _{6%} /tração _{6%} /tração _{90°} e b) laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°}	119
Figura 5.22	Comparação sequências de carregamento laminação _{6%} /tração _{6%} /tração _{45°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{45°} : a) curvas tensão efetiva –	

	deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 304	122
Figura 5.23	Difratogramas do aço AISI 304 para as rota de processamento mecânico com “ α ” = 0,5: a) laminação _{6%} /tração _{6%} /tração _{45°} e b) laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{45°}	124
Figura 5.24	Comparação sequências de carregamento laminação _{6%} /tração _{6%} /tração _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} : a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 304	125
Figura 5.25	Difratogramas do aço AISI 304 para as sequências de carregamento: a) laminação _{6%} /tração _{6%} /tração _{0°} , “ α ” = 1,0 e b) laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} , “ α ” = 0,0	126
Figura 5.26	Comparação sequências de carregamento laminação _{6%} /tração _{6%} /tração _{90°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} : a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 409	128
Figura 5.27	Comparação sequências de carregamento laminação _{6%} /tração _{6%} /tração _{45°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{45°} : a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 409	130
Figura 5.28	Comparação sequências de carregamento laminação _{6%} /tração _{6%} /tração _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} : a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 409	132
Figura 5.29	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o aço AISI 304: a) sequências laminação _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e b) sequências tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°}	134
Figura 5.30	Curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para o AISI 304: a) sequências laminação _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e b) sequências tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°}	135
Figura 5.31	Difratogramas do aço AISI 304 obtidos após: a) laminação a frio de $\epsilon_e = 0,06$ e b) tração uniaxial de $\epsilon_e = 0,06$	137
Figura 5.32	Difratogramas do aço AISI 304 obtidos após a aplicação das sequências: (a) laminação _{6%} /cisalhamento _{0°} e b) tração _{6%} /cisalhamento _{0°}	138
Figura 5.33	Difratograma do aço AISI 304 obtido após o cisalhamento monotônico de $\epsilon_e = 0,58$	139
Figura 5.34	Curvas fração de martensita transformada (%) – fases, sendo 1: martensita	

	épsilon e 2 martensita α'	140
Figura 5.35	Amostra embutida do aço AISI 304 na condição laminado _{6%} /cisalhado _{0°} com indicação de três regiões (A, B e C) escolhidas para o ensaio metalográfico	140
Figura 5.36	Fotomicrografias do aço inoxidável AISI 304 após a laminação _{6%} /cisalhamento _{0°} – microscópio óptico - MO, ataque com reativo químico Glicerrégia: (a) região laminada de ϵ_e de 0,06, (b) interface das regiões laminada e cisalhada e (c) região cisalhada de ϵ_e de 0,41 (deformação efetiva acumulada de 0,47)	141
Figura 5.37	Amostra embutida do aço AISI 304 na condição tracionado _{6%} /cisalhado _{0°} com indicação de quatro regiões (A, B e C) escolhidas para o ensaio metalográfico	143
Figura 5.38	Fotomicrografias do aço inoxidável AISI 304 após a tração _{6%} /cisalhamento _{0°} – microscópio óptico - MO, ataque com reativo químico Glicerrégia: (a) região tracionada de ϵ_e de 0,06, (b) interface das regiões tracionada e cisalhada e (c) região cisalhada de ϵ_e de 0,41 (deformação efetiva acumulada de 0,47)	144
Figura 5.39	Difratograma do aço AISI 304 obtidos após tração monotônica de $\epsilon_e = 0,55$	146
Figura 5.40	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o aço AISI 409: a) sequências laminação _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e b) sequências tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°}	148
Figura 5.41	Curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para o AISI 409: a) sequências laminação _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e b) sequências tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°}	148
Figura 5.42	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o aço AISI 409 deslocadas ao longo do eixo das abscissas de $\epsilon_e = 0,06$: a) sequências laminação _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e b) sequências tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°}	149
Figura 5.43	Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o aço AISI 304 deslocadas ao longo do eixo das abscissas de $\epsilon_e = 0,06$: a) sequências laminação _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e b) sequências tração _{6%} /cisalhamento _{0°} e laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento _{0°}	151
Figura 5.44	Modelo da geometria de uma guia estampada com a indicação da região submetida à rota tração/cisalhamento, (BARATA da ROCHA <i>et al.</i> 2009)	154
Figura 5.45	Curva fração de martensita (%) – deformação efetiva para o aço AISI 304 obtida para a sequência de carregamento laminação _{6%} /cisalhamento _{0°}	157

- Figura 5.46 Curvas de formação residual uniforme – pré-deformação para diferentes rotas de carregamento aplicadas ao aço AISI 304: (a) laminação/cisalhamento e tração/cisalhamento, (b) cisalhamento direto/cisalhamento reverso (Bauschinger), (c) laminação/tração/tração e (d) laminação/tração/cisalhamento 164
- Figura 5.47 Curvas de formação residual uniforme – pré-deformação para diferentes rotas de carregamento aplicadas ao aço AISI 409: (a) laminação/cisalhamento e tração/cisalhamento, (b) cisalhamento direto/cisalhamento reverso (Bauschinger), (c) laminação/tração/tração e (d) laminação/tração/cisalhamento 166

LISTA DE TABELAS

Tabela IV.1	Composição química do aço inoxidável AISI 304 (% em peso)	49
Tabela IV.2	Especificação técnica do aço inoxidável AISI 304 (% em peso)	49
Tabela IV.3	Composição química do aço inoxidável AISI 409 (% em peso)	50
Tabela IV.4	Especificação técnica do aço inoxidável AISI 409 (% em peso)	51
Tabela IV.5	Velocidade do cabeçote da máquina de ensaios em função da dimensão do corpo de prova	51
Tabela V.1	Dureza Vickers do aço inoxidável AISI 304	63
Tabela V.2	Dureza Vickers do aço inoxidável 409	84
Tabela V.3	Propriedades mecânicas medidas a 0°DL em termos da resistência mecânica dos aços AISI 304 e AISI 409	84
Tabela V.4	Propriedades mecânicas medidas a 0°DL em termos da ductilidade dos aços AISI 304 e AISI 409	85
Tabela V.5	Fatores de anisotropia plástica para os aços AISI 304 e AISI 409	85
Tabela V.6	Valores da tensão limite de escoamento, LE, em função da direção de sollicitação mecânica para os aços AISI 304 e AISI 409	87
Tabela V.7	Propriedades mecânicas medidas a 0°DL, em termos da resistência mecânica dos aços AISI 304 e AISI 409	88
Tabela V.8	Valores do parâmetro “ α ” em função do material e das etapas de carregamento (em negrito) para a rota de processamento mecânico laminação/tração/tração	100
Tabela V.9	Valores da razão da tensão de fluxo após o recarregamento em tração (rota laminação _{6%} /tração _{6%} /tração) em relação à tensão de fluxo para o carregamento monotônico para os aços AISI 304 e AISI 409	107
Tabela V.10	Valores da razão da tensão de fluxo após o recarregamento em cisalhamento, (rota laminação _{6%} /tração _{6%} /cisalhamento), em relação à tensão de fluxo para o carregamento monotônico dos aços AISI 304 e AISI 409 ($\epsilon_c = 0,12$)	115
Tabela V.11	Quantidade relativa (%) das martensitas épsilon e α' para o aço AISI 304 em função das sequências de carregamento	128
Tabela V.12	Quantidade relativa (%) das fases do aço AISI 304 em função das sequências de carregamento	146
Tabela V.13	Comparação entre a deformação residual uniforme prevista para os aços AISI 304 e AISI 409 e a rota de carregamento na região do topo da parede de uma guia	154
Tabela V.14	Valores do coeficiente de encruamento, n, em função da sequência de carregamento para o aço AISI 304	162

Tabela V.15	Valores do coeficiente de encruamento, n , em função da sequência de carregamento para o aço AISI 409	165
-------------	---	-----

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

- A_0 = área inicial do corpo de prova de tração, (mm²)
 AISI = *American Iron and Steel Institute*
 AL = alongamento total
 ANU = alongamento não-uniforme
 ASTM = *American Society for Testing and Materials*
 AU = alongamento uniforme
 CBs = blocos de células – *cell blocks*
 CBBs = contornos de blocos de células - *Cell-Block Boundaries*
 CCC = estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
 CFC = estrutura cristalina cúbica de face centrada
 D_i = diâmetro interno dos parafusos do dispositivo para ensaio de tração, (mm)
 DIN = *Deutsches Institut für Normung*
 DL = direção de laminação
 EDE = energia de falha de empilhamento, (mJ/m²)
 FEM = método dos elementos finitos – *FiniteElement Method*
 F = fator de conversão
 F_{cis} = força cisalhante (N)
 $F_{máx}$ = carga máxima obtida no ensaio de tração uniaxial, (N)
 FS = fator de segurança
 ISO = *International Organization for Standardization*
 MET = microscopia eletrônica de transmissão
 MEV = microscopia eletrônica de varredura
 MO = microscopia óptica
 HV = dureza Vickers
 L = comprimento do corpo de prova para cisalhamento, (mm)
 LE = tensão limite de escoamento, (MPa)
 LR = tensão limite de resistência à tração, (MPa)
 N = força normal, (N)
 P = carga, (N)
 Q = fator de correlação
 R = raio do cilindro de laminação, (mm)
 R_{Θ} = fator de anisotropia
 R_{0° = fator de anisotropia medido a 0° da direção de laminação
 R_{45° = fator de anisotropia medido a 45° da direção de laminação
 R_{90° = fator de anisotropia medido a 90° da direção de laminação
 R_m = anisotropia normal média
 T_h = temperatura homóloga

b = largura efetiva do corpo de prova para cisalhamento, (mm)
 l = comprimento útil do corpo de prova para tração uniaxial, (mm)
 l_0 = comprimento inicial do corpo de prova para tração uniaxial, (mm)
 n = coeficiente/expoente de encruamento
 t = espessura, (mm)
 t_0 = espessura inicial da chapa, (mm)
 t_f = espessura final da chapa, (mm)
 v = velocidade do cabeçote da máquina de ensaios, (mm/min)
 w = largura total do corpo de prova para cisalhamento, (mm)
 w_0 = largura inicial do corpo de prova para tração uniaxial, (mm)
 w_{util} = largura útil do corpo de prova de tração, (mm)

α' = martensita induzida por deformação plástica no aço AISI 304
 “ α ” = parâmetro que avalia o grau de severidade da mudança de trajetória de deformação
 ΔL = deslocamento vertical, (mm)
 ΔR = anisotropia planar
 $\Delta \sigma$ = variação da tensão de fluxo, (MPa)
 γ = deformação cisalhante
 γ_{maq} = deformação cisalhante medida com os dados da máquina de ensaios
 ε = deformação verdadeira
 $\dot{\varepsilon}$ = taxa de deformação
 ε_e = deformação efetiva
 ε_{et} = deformação externa ou pré-deformação
 ε_l = deformação verdadeira no comprimento
 ε_{lam} = deformação em laminação
 ε_t = deformação verdadeira na espessura
 ε_u = deformação uniforme
 ε_{ur} = deformação residual uniforme
 ε_w = deformação verdadeira na largura
 ε' = tensor da deformação plástica após a pré-deformação do material
 ε'_p = tensor da deformação plástica correspondente à pré-deformação
 Θ = variação do ângulo entre carregamentos sucessivos, (°)
 θ = taxa de encruamento, (MPa)
 σ = tensão, (MPa)
 σ_e = tensão efetiva, (MPa)
 σ_{fluxo} = tensão de fluxo para o carregamento monotônico, (MPa)
 $\sigma_{fluxo'}$ = tensão de fluxo no recarregamento, (MPa)
 σ_{lim} = tensão limite de ruptura, (MPa)
 τ = tensão cisalhante, (MPa)

RESUMO

Este trabalho analisou os efeitos de mudanças sucessivas na trajetória de deformação no encruamento de dois tipos de aços inoxidáveis: o aço inoxidável austenítico AISI 304 (tipo 304N) e o aço inoxidável ferrítico AISI 409, ambos, na forma de chapas. Para o estudo do encruamento desses aços inoxidáveis foram usadas técnicas de ensaios mecânicos de cisalhamento planar simples e de tração uniaxial para aplicação dos esforços de cisalhamento e de tração, respectivamente, além do uso de um laminador para a imposição de cargas compressivo-cisalhantes. Quatro variáveis foram consideradas para o estudo do encruamento dos aços AISI 304 e AISI409: as características estruturais dos materiais (o aço AISI 304 com estrutura cristalina cúbica de faces centradas e o aço AISI 409 com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado), o tipo de esforço aplicado na pré-deformação (laminação a frio e tração uniaxial), a quantidade de pré-deformação e a sequência de aplicação dos esforços mecânicos. Neste caso, cinco rotas de carregamento foram utilizadas: laminação/cisalhamento, tração/cisalhamento, cisalhamento direto/cisalhamento reverso (carregamento Bauschinger), laminação/tração/tração e laminação/tração/cisalhamento. A direção entre os carregamentos sucessivos foi alterada para a obtenção de diferentes valores para o parâmetro “ α ”, índice que identifica a severidade de mudança na trajetória de deformação. A execução das rotas de carregamento mecânico foi possível através do uso de três modelos de corpos de prova de tração para permitir a retirada de outras amostras. Os resultados obtidos após as mudanças do caminho de deformação, em termos de aspectos macroscópicos, foram analisados mediante o uso de curvas tensão efetiva – deformação efetiva. A evolução do encruamento ao longo das alterações do modo de deformação plástica foi baseada na interpretação das curvas de taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva, dentre outros aspectos. Para o caso do aço AISI 304, o estudo do encruamento considerou ainda a ocorrência de transformação de fases induzida por deformação plástica mediante análises por difração de raios-X e de microscopia óptica. A ductilidade dos materiais também foi estudada através do cálculo da deformação residual uniforme após as mudanças na trajetória de deformação. De modo geral, os resultados ratificaram a influência das características estruturais e da quantidade de pré-deformação no encruamento dos aços inoxidáveis. Contudo, percebeu-se que o uso isolado do parâmetro “ α ” para expressar a severidade da mudança da trajetória não é capaz de identificar o comportamento mecânico dos aços inoxidáveis, devendo-se considerar principalmente, o modo e o estado anterior do material.

ABSTRACT

This research analyzed the effect of successive changes in the strain path of AISI 304 (type 304N) and AISI 409 stainless steel sheets on their work hardening behavior. Plastic deformation was imposed on these materials employing successive simple planar shear, tension or plane strain. These steels were chosen because of their contrasting work hardening behavior, associated with their crystalline structure. The AISI 409 steel has a BCC structure with profuse cross-slip and dynamic recovery, whereas the AISI 304 steel displays a low stacking fault FCC structure deforming with limited cross slip and dynamic recovery. Five types of strain paths were utilized: rolling/shearing, tension/shearing, forward/reverse shearing (Bauschinger type loading), rolling/tension/tension and rolling/tension/shearing. The direction of successive straining steps was varied so that varying values for the “ α ” parameter, which indicates the severity of the strain path change, were obtained. Three types of testing specimens were employed, in order to allow the adequate successive deformation steps. The macroscopic results were analyzed through the true stress-true strain curves for the specimens along their processing path. In the case of the AISI 304 steel, further analyses involved X-rays diffraction and optical metallography, in order to study the observed strain induced phase transformations. The ductility of the materials was evaluated through their residual uniform elongation after processing. The results indicated that the structural characteristics of the stainless steels and the amount of strain were the main variables influencing the work hardening behavior of the materials. It was also observed that the “ α ” parameter was not able, by itself, to fully describe the importance of strain path changes in the two stainless steels presently under analysis, and that the initial state of the material and the deformation mode are of importance.

1. INTRODUÇÃO

Em operações de conformação de chapas metálicas como o embutimento e o estiramento, um metal (*blank*) é deformado plasticamente com uso de uma matriz e de um punção para obtenção de produtos com formas variadas. A simplicidade e a produtividade desses processos de conformação possibilitam o atendimento da demanda de diversos setores industriais como o automotivo, o aeronáutico e o de eletrodomésticos. A produção de uma peça com a qualidade requerida, entretanto, requer o controle das variáveis do processo (temperatura, lubrificação) e do material utilizado (características estruturais e encruamento). Desta maneira, é necessário conhecer a influência dessas variáveis nas propriedades finais do material conformado e sua relação com os fenômenos presentes durante as sucessivas sequências de carregamento aplicadas a essas operações de conformação.

A condição de lubrificação, a temperatura, a taxa de deformação e o tipo de ferramental empregado são variáveis normalmente estudadas. Contudo, essa abordagem é insuficiente para explicar o comportamento mecânico dos materiais metálicos quando submetidos a processos de conformação que envolvam a aplicação de deformação plástica intensa, pois dependendo do caminho ou da trajetória usada para deformar o metal, seu comportamento plástico (encruamento) deixa de ser previsível. Assim, o conhecimento do modo (ou dos modos) usado para deformar um material constitui uma informação importante para o estudo do comportamento mecânico dos materiais.

Deste modo, as pesquisas desenvolvidas para o estudo do encruamento dos metais sob condições de deformação plástica complexas, ou seja, com aplicação de modos diferentes de deformação plástica, consideram não só o efeito da taxa de deformação ou da temperatura no comportamento mecânico dos materiais, mas também as características estruturais do metal escolhido, a condição inicial do mesmo (discriminando o tipo de processamento termo-mecânico aplicado ao metal) e o histórico anterior de deformação (com a descrição da intensidade de deformação plástica sofrida pelo material e o estado de tensões presente).

Essa análise requereu o aprimoramento das técnicas experimentais de ensaios mecânicos para permitir a reprodução, em laboratório, das condições de deformação presentes em processos reais de conformação de chapas. Considerando isso, o teste de cisalhamento planar simples, dentre os diversos métodos de ensaios mecânicos, se mostrou o mais adequado para combinar tipos variados de estados de tensão em chapas finas de aço. A preferência pelo uso dessa técnica é por ela permitir um elevado nível de deformação plástica nos metais sem a ocorrência de instabilidade plástica, fratura ou

outros fenômenos associados à deformação plástica, algo comum nos ensaios de tração uniaxial.

Dentre as diversas variáveis que afetam o encruamento apresentado por um metal submetido a uma combinação de esforços mecânicos, como o modo de deformação e as características estruturais do material, este trabalho pretende estudar a evolução do encruamento dos aços inoxidáveis AISI 304 (tipo 304N) e AISI 409 após a imposição de quatro sequências de carregamento caracterizadas por combinarem esforços de tração, de cisalhamento e compressivo-cisalhantes (laminação), em diferentes direções. Destaca-se o fato do uso da técnica de ensaios mecânicos por cisalhamento em materiais com características de encruamento diferentes e nunca antes pesquisados sob essas condições de deformação plástica.

2. OBJETIVOS

Objetivo Geral:

Estudo do encruamento dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 409 após mudanças sucessivas na trajetória de deformação com uso da técnica de cisalhamento planar simples combinada com a aplicação de esforços de tração e compressivo-cisalhantes (laminação a frio).

Objetivos Específicos:

- Aplicação das rotas de carregamento laminação-cisalhamento, tração-cisalhamento, cisalhamento direto-cisalhamento reverso (carregamento Bauschinger), laminação-tração-tração, laminação-tração-cisalhamento (com variação da direção de solicitação mecânica entre os carregamentos) para alterar a trajetória de deformação dos aços AISI 304 (tipo 304N) e AISI 409;
- Caracterização mecânica dos materiais citados, antes e após as mudanças na trajetória de deformação, em termos dos valores da tensão de fluxo no início do recarregamento e da ductilidade (deformação residual uniforme);
- Estudo da influência do tipo de material, da quantidade de pré-deformação e da sequência de carregamento nas características de encruamento dos materiais supracitados.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O objetivo desta seção é apresentar exemplos de situações de solicitação mecânica em que se observa a variação do encruamento dos materiais metálicos após mudanças na trajetória de deformação. Assim, três variáveis do encruamento dos metais serão discutidas, com destaque para a influência da trajetória de deformação. O comportamento mecânico não-usual dos materiais metálicos após uma mudança no modo de deformação é abordado através do estudo de diferentes sequências de carregamento, tais como monotônicas combinadas, cíclicas e outras que empreguem a técnica de cisalhamento planar simples. Por fim, o processo de conformação mecânica por laminação a frio é descrito resumidamente, ressaltando os efeitos desse modo de deformação plástica nas características de encruamento dos metais.

3.1. Encruamento dos metais e suas variáveis

O encruamento de um metal consiste no seu endurecimento por deformação plástica a frio. Essa condição de endurecimento do material pode ser representada através do aumento do valor da tensão (σ) em função do aumento da quantidade de deformação plástica (ϵ) aplicada ao mesmo mediante o traçado de uma curva tensão-deformação obtida após a realização de um ensaio de tração uniaxial, figura 3.1. Esse aumento da tensão ocorre basicamente porque os metais se deformam plasticamente pelo movimento de discordâncias e estas interagem diretamente entre si ou com outras imperfeições, ou indiretamente com o campo de tensões internas de várias imperfeições e obstáculos. Desta forma, haverá uma redução na mobilidade das discordâncias, a qual é acompanhada pela necessidade de uma tensão maior para provocar deformação plástica, (DIETER, 1981). Segundo COTRELL (1967) o encruamento foi o primeiro problema que a teoria das discordâncias tentou resolver e será provavelmente o último a ser solucionado em decorrência da sua complexidade.

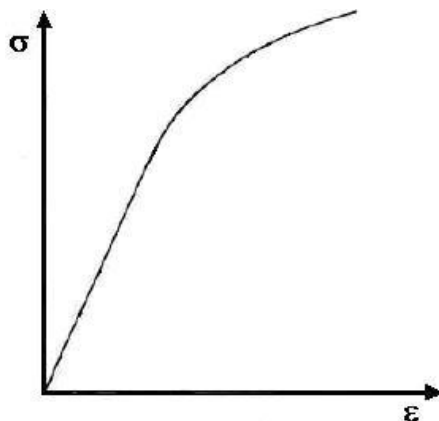


Figura 3.1 – Efeito do encruamento de um metal sobre a curva tensão-deformação.

Vários fatores afetam o encruamento de um material, dentre eles, a temperatura, a taxa de deformação e a maneira pela qual um metal é deformado (trajetória de deformação). Um metal que é deformado plasticamente a frio, como descrito anteriormente, apresentará uma multiplicação do número de discordâncias e uma probabilidade maior dessas discordâncias encontrarem obstáculos à sua movimentação, tornando o material mais resistente à deformação plástica. Já quando a deformação é feita em temperatura suficientemente alta, a estrutura do material é alterada através da produção de novos cristais do metal no estado sólido (processo conhecido como recristalização). Desta maneira, os efeitos do encruamento serão parcial ou completamente revertidos.

A figura 3.2 mostra que, de um modo geral, há um aumento da resistência mecânica e perda da ductilidade em temperaturas baixas e um acréscimo da capacidade de deformação plástica em temperaturas maiores. A existência de fenômenos metalúrgicos como o endurecimento por precipitação de carbonetos em temperaturas maiores, entretanto, pode reduzir a ductilidade do material (DIETER 1981).

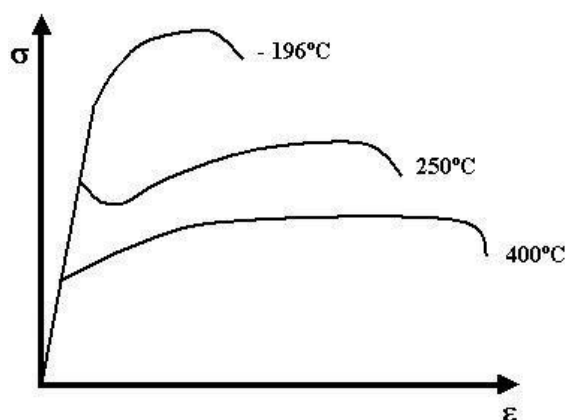


Figura 3.2 – Variação da curva tensão-deformação para o ferro puro em função da temperatura, (DIETER 1981).

Um aumento na outra variável, a taxa de deformação (variação da deformação por unidade de tempo) terá a mesma influência no encruamento que uma diminuição na temperatura, ou seja, o material fica normalmente mais resistente e menos dúctil. No entanto, materiais como o alumínio e suas ligas são menos sensíveis à variação da taxa de deformação que os aços. Essa sensibilidade também varia com a temperatura e com a deformação. Sob temperaturas elevadas, a dependência da taxa de deformação com as propriedades mecânicas tende a ser maior.

A figura 3.3 revela que para uma mesma temperatura, quanto maior a taxa de deformação, maior é o valor da tensão (para um determinado valor de deformação) e esse efeito é intensificado em temperaturas maiores, DIETER (1981).

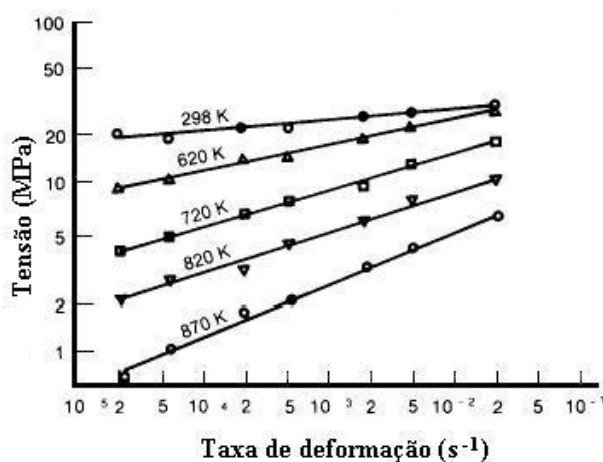


Figura 3.3 – Variação da tensão de fluxo com a taxa de deformação para a liga de alumínio 6063-O em diferentes valores de temperatura (deformação $\epsilon = 0,002$), (DIETER 1981).

A terceira variável do encruamento, a trajetória ou o caminho de deformação, será estudada detalhadamente nos próximos itens por se tratar do principal assunto deste trabalho.

3.2. Comportamento mecânico versus trajetória de deformação

Como definido anteriormente, a tensão de escoamento e o encruamento resultam principalmente da interação entre o movimento das discordâncias e os obstáculos existentes. Uma vez que essas interações são parcialmente ativadas termicamente e anisotrópicas, as características mecânicas de um material dependem das condições de deformação. Desta forma, testes com variação na taxa de deformação e com resfriamento ou aquecimento bruscos são métodos comumente usados para descrever o comportamento mecânico apresentado pelos metais, (RAUCH 1998). Entretanto, em condições de trabalho a frio a sensibilidade da taxa de deformação ou da dependência da temperatura com a tensão é pequena.

Por outro lado, para que o comportamento plástico dos materiais possa ser descrito corretamente, o efeito do modo de deformação (trajetória de deformação) precisa ser considerado, (RAUCH 2000; THUILLIER *et al.*, 2010).

Para a definição da trajetória de deformação será considerado inicialmente um processo de conformação de chapas. Nesta operação um material é submetido a uma sequência complexa de deformação que envolve diversos tipos de esforços mecânicos como compressão, tração, torção, flexão e cisalhamento para que a forma e as dimensões requeridas possam ser alcançadas. Essa combinação de modos diferentes de

carregamento usados para deformar plasticamente o material caracteriza a chamada trajetória ou caminho de deformação (*strain path*).

Em uma operação de embutimento profundo de um copo, por exemplo, haverá cisalhamento puro no flange plano seguido por dobramento e desdobramento no raio da matriz e deformação plana ao longo das paredes do copo. Nessas condições de deformação, o material passará por mudanças sucessivas na sua trajetória de deformação que resultarão, por exemplo, na ocorrência de um encruamento transiente, caracterizado pela oscilação de um encruamento intenso, estagnação e até mesmo amaciamento (queda da tensão de fluxo devido à perda da capacidade do material em sustentar a deformação plástica), RAUCH (2000).

Um teste com deformação reversa (com inversão no sentido de deformação) é um exemplo de uma situação onde o encruamento de um material é alterado após a mudança na trajetória de deformação. A figura 3.4 mostra dois comportamentos distintos quanto à resistência ao escoamento de um material após a imposição de um carregamento com reversão no sentido da deformação. Em ambos os casos, durante o carregamento inicial, o material apresenta aumento da tensão com o aumento da deformação, o que caracteriza o encruamento.

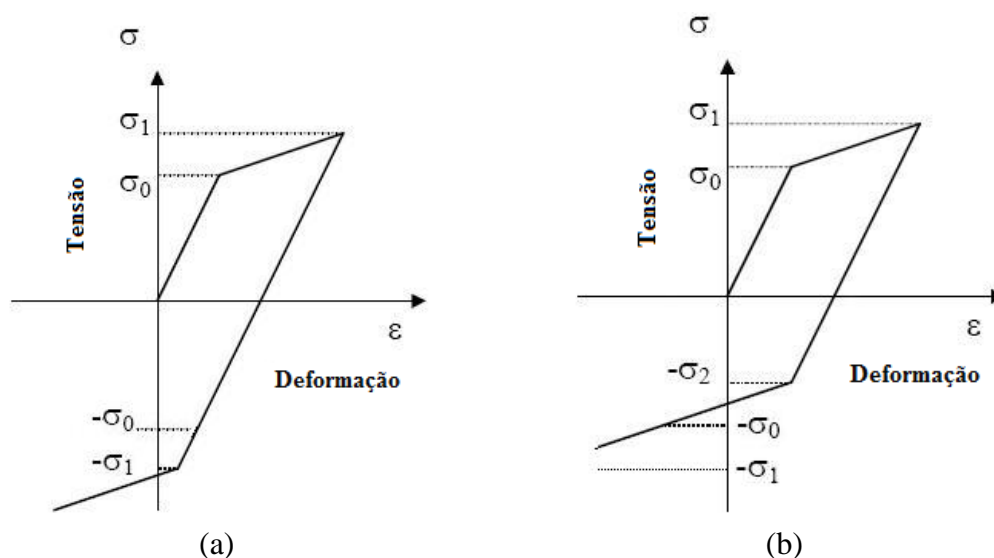


Figura 3.4 – Curvas tensão-deformação usadas para caracterizar o encruamento de um material submetido a um carregamento com inversão no sentido de deformação: (a) encruamento isotrópico, (b) encruamento cinemático, (FOLTRAN 1999).

A figura 3.4(a) exibe um metal que foi solicitado até um valor de tensão igual a σ_1 , após o escoamento ter ocorrido em σ_0 . Em seguida, o sentido do carregamento é invertido imediatamente e o material passa a escoar sob a ação da tensão de módulo σ_1 , maior que σ_0 . Neste caso, o material deformado apresentará sob deformação reversa um aumento

da resistência mecânica com a deformação plástica, sendo o encruamento classificado como isotrópico.

Na condição mostrada na figura 3.4(b), no entanto, o módulo da tensão limite de escoamento durante o carregamento reverso é σ_2 , inferior a σ_0 e a σ_1 . Nessa situação, o encruamento ocasionará uma diminuição da resistência ao escoamento no recarregamento, fenômeno conhecido como Efeito Bauschinger (veja detalhes desse fenômeno no item 3.2.1). Isso significa que os mecanismos que controlam a plasticidade dos dois carregamentos (inicial e reverso) são diferentes, sendo o encruamento denominado cinemático, (HU *et al.* 1992 e WU 2002).

A adoção de testes laboratoriais com imposição de tipos diferentes de esforços mecânicos é considerada a maneira mais eficaz para o estudo do comportamento plástico atípico dos metais após uma mudança na trajetória de deformação. Essa análise, entretanto, requer o conhecimento da magnitude da mudança no modo de deformação do material. Deste modo, SCHMITT *et al.* (1985) propuseram o uso de um parâmetro denominado “ α ” para avaliar a severidade da mudança na trajetória de deformação sendo seu cálculo baseado na equação (3.1):

$$" \alpha " = \frac{\varepsilon'_p : \varepsilon'}{\sqrt{\varepsilon'_p : \varepsilon'_p} \sqrt{\varepsilon' : \varepsilon'}} \quad (3.1)$$

onde ε'_p e ε' são os tensores da deformação plástica correspondentes, respectivamente, à pré-deformação e à subsequente deformação. O valor de “ α ” nada mais é que o cosseno do ângulo entre os vetores representativos da pré-deformação e a deformação que o material sofre após a pré-deformação.

LOPES (2001) demonstrou que a equação (3.1) pode ser simplificada para o caso de sequências de processamento do tipo tração/cisalhamento e cisalhamento/cisalhamento. Para o último caso, a severidade da mudança na trajetória de deformação seria definida de acordo com a expressão mostrada na equação (3.2):

$$" \alpha " = \cos^2(\Theta) - \sin^2(\Theta) \quad (3.2)$$

onde Θ representa o ângulo entre carregamentos sucessivos, [°].

O valor de “ α ” é igual a 1 para testes monotônicos, ou seja, quando não há mudança no modo de deformação. Nessa situação, uma análise microestrutural indica que os mesmos sistemas de escorregamento são ativados antes e após o recarregamento. Para “ α ” = -1, os testes Bauschinger são os mais apropriados. Neste caso os sistemas de escorregamento presentes durante a pré-deformação são reativados na direção oposta durante o recarregamento do material. A situação intermediária, “ α ” = 0, é denominada

de carregamento do tipo ortogonal e abrange todas as sequências de carregamento nas quais o segundo modo de deformação é inteiramente diferente da pré-deformação (RAUCH 1992).

A definição do parâmetro “ α ” impulsionou a realização de muitas pesquisas para compreender o comportamento mecânico apresentado por diversos tipos de materiais após uma mudança na trajetória de deformação, (DOUCET e WAGONER, 1989; VIEIRA e FERNANDES, 2000) como a diminuição da capacidade de encruamento, responsável, por exemplo, pelo afinamento localizado em copos estampados (RAUCH 1992).

Para situações onde há uma mudança abrupta no modo de carregamento ou na direção de solitação mecânica, o encruamento de um material é afetado consideravelmente, (LAUKONIS e GHOSH, 1978). Deste modo, as respostas apresentadas pelos materiais aos esforços aplicados irão variar. O limite de conformação de um metal (valor da deformação plástica no início da instabilidade plástica) é reduzido quando tração segue o estiramento equibiaxial. Ao contrário, pré-deformação em tração aumenta a ductilidade subsequente do material que é posteriormente estirado biaxialmente, (HIWATASHI *et al.* 1998). Da mesma forma, CORRÊA *et al.* (2003) mostraram que a deformação monotônica após pré-deformação em torção cíclica é capaz de restaurar o encruamento típico do carregamento monotônico e o contrário, deformação em torção cíclica após processamento monotônico não é capaz de trazer o material a uma condição similar à da deformação cíclica pura. Nessas situações, a presença de transientes na taxa de encruamento, θ , pode explicar a ocorrência de fenômenos como esses (RAUCH 2000).

A ocorrência de transientes na taxa de encruamento após uma deformação plástica intensa requer uma modelagem adequada do comportamento plástico anisotrópico de materiais deformados, (BOUVIER *et al.* 2005). Além disso, é necessário que o encruamento seja caracterizado em função da evolução subestrutural (organização das discordâncias) e da anisotropia plástica apresentada pelo material após a aplicação de carregamentos sucessivos.

A caracterização do encruamento pela evolução estrutural considera que a subestrutura de discordâncias está relacionada, de alguma maneira, com as propriedades mecânicas de um metal. A dificuldade consiste em saber se o comportamento mecânico e conseqüentemente, o encruamento dependem diretamente da subestrutura de discordâncias (ou vice-versa), (RAUCH 2000). Nos últimos anos, estudos com uso de microscopia eletrônica de transmissão – (MET) - foram feitos para avaliar essa relação, (STRAUVEN e AERNOUDT, 1987; RAUCH e SCHMITT, 1989; RAUCH e THUILLIER, 1993a e WILSON e BATE, 1994). Essas investigações consideraram que

os metais, de uma maneira geral, desenvolvem sob deformação monotônica subestruturas de discordâncias organizadas que são desestruturadas após uma mudança na trajetória de deformação. Desta maneira, é importante estabelecer uma relação entre os arranjos das subestruturas de discordâncias presentes antes e após a aplicação de modos diferentes de deformação com o comportamento mecânico macroscópico apresentado pelo material.

O arranjo da subestrutura de discordâncias resultante é função do modo de deformação imposto ao material e da orientação cristalográfica desenvolvida. Assim, após mudanças na trajetória de deformação, reforço, dissolução ou rearranjo das paredes de discordâncias previamente formadas parecem ser os motivos responsáveis (ou pelo menos associados) ao comportamento transitório do encruamento nos estágios iniciais do segundo modo de carregamento, (RAUCH e SCHMITT 1989).

A figura 3.5 mostra como exemplo o arranjo das discordâncias em uma amostra pré-deformada em tração. Neste caso, considerando uma microestrutura inicial livre de padrões organizados (monotônica), as discordâncias gradualmente se arranjam em contornos com alta densidade de discordâncias os quais são aproximadamente paralelos aos planos de escorregamento. Essa estrutura é conhecida como contornos de blocos de células – *Cell-Block Boundaries* - (CBBs), (figura 3.5(a)) que são contornos planares de discordâncias. Esses CBBs dividem os grãos em pequenas células, ou seja, os blocos de células – *Cell Blocks* - (CBs) que consistem em um arranjo mais aleatório das discordâncias entre os contornos de blocos de células (figura 3.5(b)).

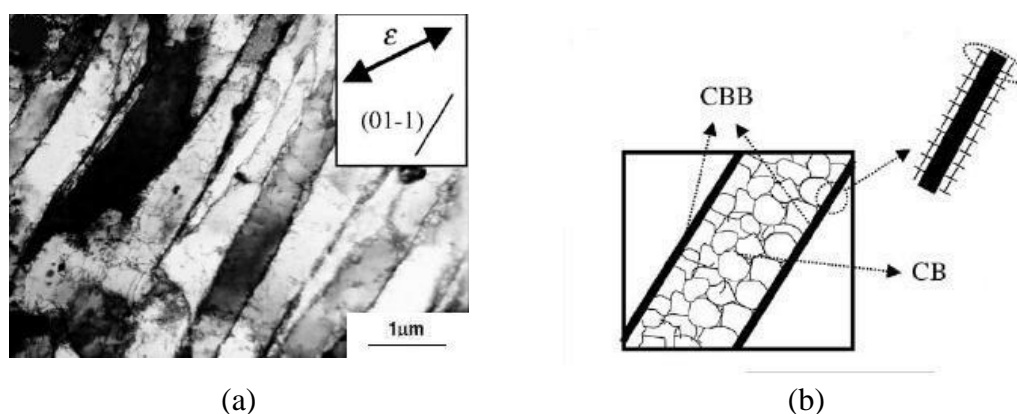


Figura 3.5 – (a) Micrografia via microscopia eletrônica de transmissão – MET num grão de uma amostra pré-deformada em tração de 0,20 na direção de laminação, vista no plano longitudinal; (b) representação esquemática da microestrutura: contornos de blocos de células – *Cell-Block Boundaries* - (CBBs) paralelos ao plano {110} e blocos de células – *Cell Blocks* - (CBs) com orientação aleatória, (PEETERS *et al.* 2002).

A densidade de discordâncias no interior dessas células é pequena e isso aumenta a polaridade das paredes, PEETERS *et al.* (2002). Nesse caso, o termo polaridade refere-se ao fato de que em cada lado dos contornos de blocos de células existe um excesso de discordâncias com mesmo sinal, sendo este sinal diferente nos dois lados opostos dos CBBs. Desta maneira, as paredes de discordâncias polarizadas irão introduzir um encruamento direcional ao material de modo que o encruamento subsequente do material pré-deformado dependerá da orientação entre o primeiro e o segundo eixos de carregamento, PEETERS *et al.* (2002).

Para uma situação com deformação monotônica, alguns dos sistemas de escorregamento são geralmente ativados simultaneamente em muitos dos grãos. Nesse caso, muitos estudos sugerem que a subestrutura resultante afeta a evolução da tensão de fluxo após mudanças na trajetória de deformação, ocasionando o aparecimento do Efeito Bauschinger e do endurecimento cruzado (endurecimento comum aos materiais submetidos à sequências ortogonal, como discutido no item 3.2.1). É preciso salientar, contudo, que a orientação e o tamanho das paredes de discordâncias formadas dependem tanto da trajetória de carregamento adotada quanto da quantidade de deformação, (STRAUVEN e AERNOUDT 1987; RAUCH e SCHMITT 1989 e WILSON e BATE 1994).

Considerando a evolução do encruamento após uma mudança na trajetória de deformação, pode-se afirmar que as principais fontes de anisotropia são a atividade dos sistemas de escorregamento e a evolução das subestruturas de discordâncias e da textura cristalográfica durante a deformação plástica, (PEETERS *et al.* 2002 e VAN HOUTTE *et al.* 2005).

A evolução da textura, como será mostrada no item 3.2.3.2, pode explicar o comportamento macroscópico diferenciado da liga de alumínio AA1050-0 apesar da subestrutura de discordâncias ter sido a mesma, GRACIO *et al.* (2000). Neste momento, entretanto, será fornecida apenas uma definição da textura.

Para definir textura, considere que um metal seja constituído por um agregado de cristais formados durante a solidificação. Esses cristais são conhecidos como grãos que têm como principais diferenças em relação a outros grãos adjacentes a forma (função do processo de solidificação) e a orientação (função tanto do processo de solidificação quanto do processamento dado ao material), (DAVENPORT e HIGGINSON, 2000). Desta maneira, textura é a orientação de todos os grãos diferentes de um metal, sendo isso função das condições de solidificação e do esforço mecânico aplicados ao material. Numa situação ideal, a textura desenvolvida por um material após a solidificação deveria ser aleatória. No entanto, isso nem sempre acontece porque o material tende a desenvolver uma textura predominante ou dita preferencial. Após um processamento

termo-mecânico como numa operação de laminação, o material irá adquirir uma orientação preferencial, característica do modo de deformação. Desta forma, a textura desenvolvida é sensível à mudança na trajetória de deformação, (DAVENPORT e HIGGINSON, 2000).

A evolução da textura com a deformação está relacionada com o movimento das discordâncias ao longo dos planos de escorregamento ativos. Entretanto, nem todos os sistemas de escorregamento estarão ativos durante a deformação. Além disto, mesmo se os sistemas de escorregamento produzirem a mesma deformação microscópica em todas as direções, eles irão promover texturas diferentes, (KOCKS 1970).

Desta maneira, é importante considerar tanto a textura inicial do material quanto aquela desenvolvida após uma mudança na trajetória de deformação para avaliar a resposta de um metal à solicitação mecânica imposta. Esse tipo de consideração é importante porque se houver o desenvolvimento de uma textura forte, as propriedades mecânicas dependerão da orientação uma vez que a estrutura cristalográfica dos grãos é anisotrópica. Assim, em operações de conformação mecânica como embutimento profundo, que utilizam chapas de aço laminadas, as quais podem ser consideradas muito anisotrópicas, o estudo da anisotropia inicial e sua evolução durante a deformação é fundamental para a previsão das instabilidades plásticas e as propriedades finais da peça.

Os estados de tensão e deformação presentes em processos reais de conformação de chapas podem ser recriados em laboratório (com as devidas limitações) com o emprego de técnicas experimentais que requerem, em algumas situações, o uso de equipamentos sofisticados e, conseqüentemente, tempo elevado de preparação, (GRONOSTAJSKI e MISIOLEK 2004 e BOGER *et al.* 2005). Diante disso, os métodos de ensaio precisaram ser aperfeiçoados para permitir a imposição de diversas sequências de carregamento com mais de um tipo de esforço mecânico (não-monotônicas), de duplo e de até triplos estágios. Assim, sequências do tipo torção/tração/torção e torção/torção/torção com mudança da direção em cada ciclo, (GRONOSTAJSKI e JÁSKIEWICZ, 2005), torção cíclica/tração e tração/torção cíclica (CORRÊA *et al.* 2003), fadiga/tração e tração/fadiga (JIA e FERNANDES, 2003), tração/cisalhamento, cisalhamento/tração, (BOUVIER *et al.* 2006a) puderam então ser executadas.

Nos próximos itens são apresentadas algumas sequências de carregamento que mostram a relação entre o comportamento mecânico de alguns materiais em função das mudanças na trajetória de deformação.

3.2.1. Rotas de carregamentos monotônico combinados

O parâmetro “ α ”, como descrito no item anterior, pode ser usado para expressar a influência da combinação de modos diferentes de deformação no comportamento mecânico de um material. Quanto mais severa é a alteração na trajetória de deformação, mais próximo de zero é o valor desse parâmetro. O termo severo indica, dentre outros aspectos, uma desestruturação maior da microestrutura do material. A sequência ortogonal, também denominada de *cross test* apresenta um valor de “ α ” igual a zero em que os sistemas de escorregamento que estavam latentes durante a pré-deformação são ativados no recarregamento, RAUCH (1992).

Diversas combinações de carregamento permitem a obtenção dessa rota de carregamento, como tração/cisalhamento, laminação/cisalhamento, cisalhamento/cisalhamento, tração/tração e laminação/tração, RAUCH (1992). Nesses casos, o que varia é a direção em que é feito o segundo modo de deformação em relação ao primeiro. Assim, nas sequências do tipo tração/cisalhamento e laminação/cisalhamento, se o cisalhamento subsequente for feito a 0° ou a 90° em relação à direção do primeiro modo de deformação (tração ou laminação) o valor de “ α ” será igual a zero em todas essas situações.

Materiais como o aço de baixo teor de carbono, (KORBEL e MARTIN 1988, RAUCH e G’SSELL 1989 e HADDADI *et al.* 2006), e o cobre, (VIEIRA e FERNANDES 1995), submetidos à sequência ortogonal apresentam uma tensão inicial de fluxo maior em relação ao carregamento monotônico e um período com encruamento transiente, caracterizado por um encruamento relativamente alto logo após o escoamento no recarregamento seguido por um amaciamento com posterior recuperação da taxa de encruamento. A figura 3.6 mostra essa sequência para o aço inoxidável duplex SAF 2304 que foi pré-deformado em tração de 0,052 (deformação verdadeira) e em seguida, realizado outro ensaio de tração a 90° em relação à direção de pré-deformação, (MOVERARE e ODÉN 2002).

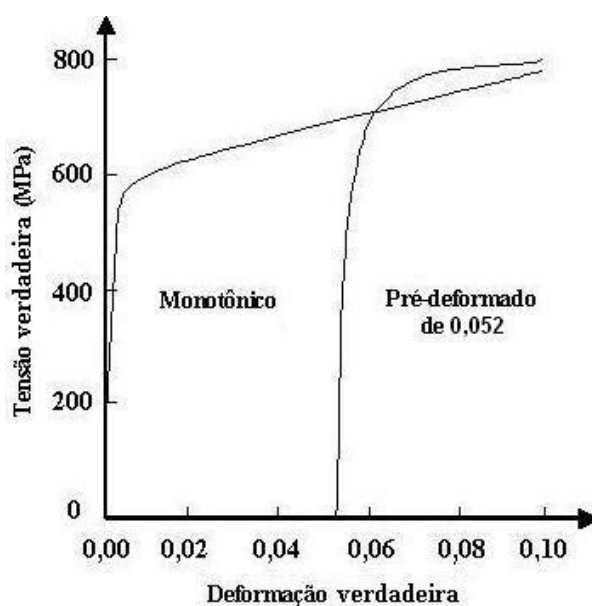


Figura 3.6 – Sequência ortogonal (tração/tração_{90°}) para o aço inoxidável SAF 2304, (MOVERARE e ODÉN 2002).

No trabalho de VIEIRA e FERNANDES (1995), o cobre é submetido a três sequências de carregamento com pré-deformação em laminação e tração: TRT, RRT₁ e RRT₂. Todas essas sequências apresentaram em alguma das etapas de deformação, o valor do parâmetro “ α ” igual a zero, como demonstra a figura 3.7.

Na condição TRT, (figura 3.7(a)), o material foi pré-deformado em tração, seguido por laminação normal ao eixo de tração para posteriormente ser realizada nova tração paralela à primeira. Já a sequência RRT₁, (figura 3.7(b)), consistiu de duas laminações (normais entre si) seguidas por teste de tração uniaxial na mesma direção da primeira laminação. Por fim, a sequência RRT₂, (figura 3.7(c)), empregou duas laminações normais entre si seguidas por tração uniaxial na mesma direção da última laminação.

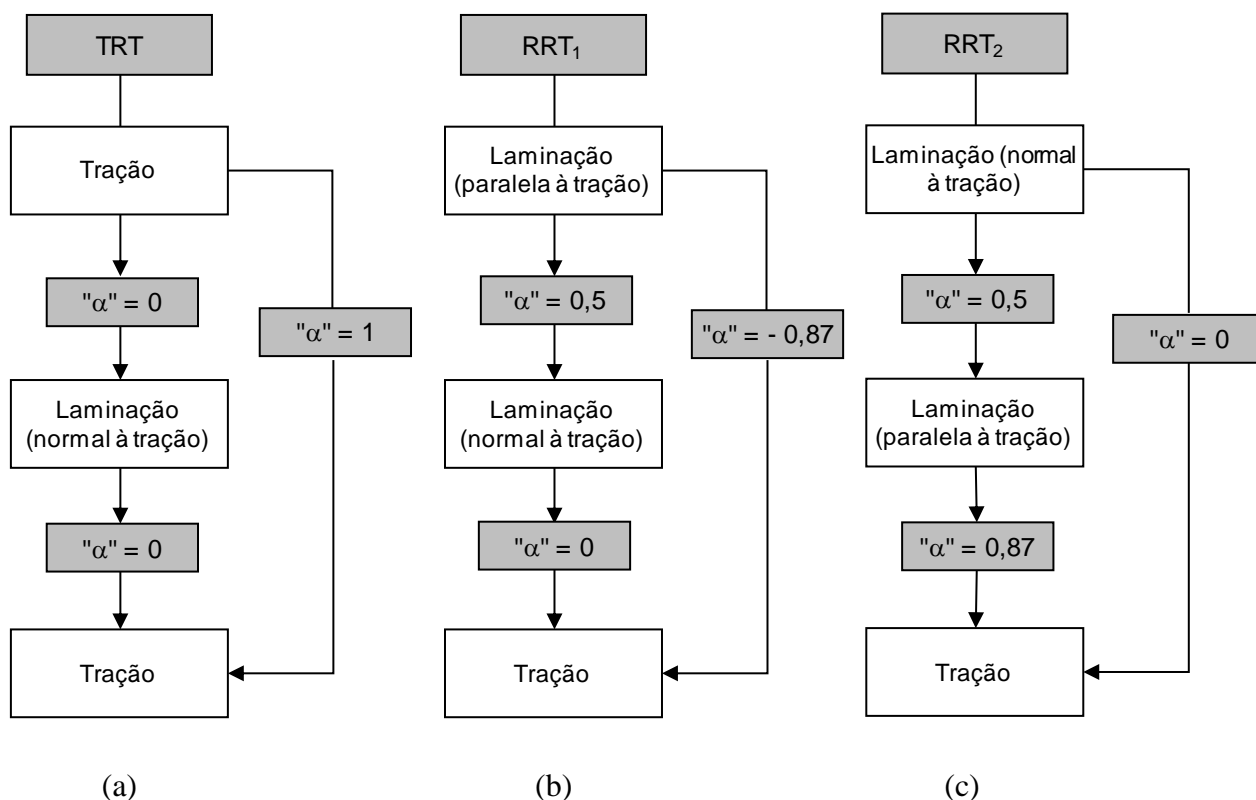


Figura 3.7 – Valores do parâmetro “ α ” que caracterizam as rotas de carregamento TRT, RRT₁ e RRT₂, (VIEIRA e FERNANDES 1995).

A figura 3.8 exibe as curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira para as sequências TRT (figura 3.8(a)), RRT₁, (figura 3.8(b)), e RRT₂, (figura 3.8(c)). Todas as sequências apresentaram aumento da tensão de fluxo após a mudança na trajetória de deformação quando comparada com o carregamento monotônico, característica comum à sequências ortogonais. Para todas as sequências, quanto maior o valor da pré-deformação em laminação (0,04, 0,08 e 0,12), maior foi o aumento verificado na tensão de fluxo.

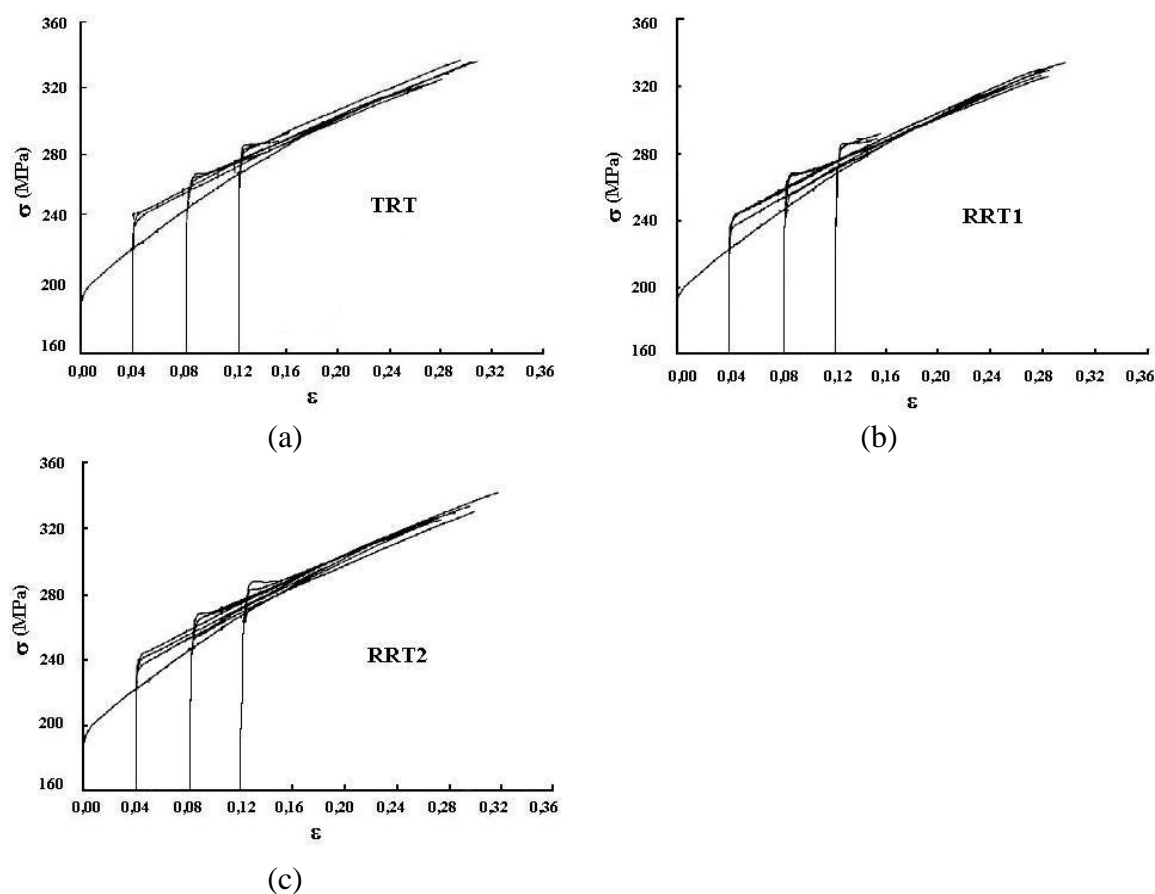


Figura 3.8 – Exemplos de curvas de tensão verdadeira (σ) em função da deformação verdadeira (ϵ) de amostras pré-deformadas: (a) sequência TRT, (b) sequência RRT₁, (c) sequência RRT₂, (VIEIRA e FERNANDES 1995).

A figura 3.9 mostra a diferença do limite de deformação plástica do cobre, expresso pelo valor da deformação residual uniforme (no segundo estágio de deformação) em função da quantidade de pré-deformação para três sequências de carregamento. Neste caso, a sequência TRT ocasionou uma queda menos acentuada na deformação residual uniforme do cobre, (propriedade usada para descrever a ductilidade do material), permitindo um valor de pré-deformação total de aproximadamente 0,18 antes da deformação residual se anular.

A redução da ductilidade do cobre após a imposição da sequência RRT₂ foi relativamente maior que o observado nas sequências TRT e RRT₁. Neste caso, (sequência RRT₂) observou-se um valor de pré-deformação de aproximadamente 0,10 antes da deformação residual uniforme se anular.

A inversão da direção de aplicação do esforço compressivo-cisalhante (laminação) aumentou a deformação residual uniforme do cobre, como observado para a sequência de carregamento RRT₁. Nesta sequência, a deformação residual uniforme do cobre foi

anulada quando este material foi pré-deformado de $\sim 0,16$, situando-se numa situação intermediária entre as sequências TRT e RRT₂.

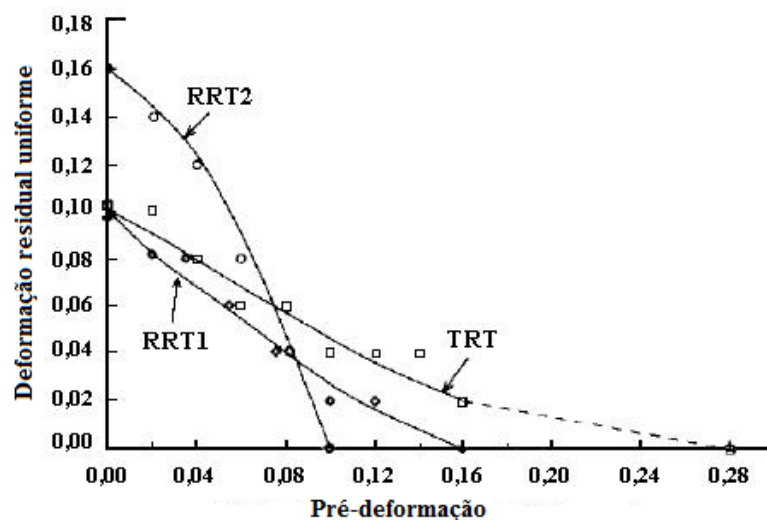


Figura 3.9 – Valores da deformação mínima para três trajetórias de deformação nas quais a localização da deformação plástica durante a última trajetória em tração aparece imediatamente após o escoamento plástico do cobre, (VIEIRA e FERNANDES 1995).

Os resultados encontrados para o cobre indicam que o comportamento mecânico desse material após a pré-deformação, (seja ela em tração ou em laminação), depende principalmente da relação de orientação entre as trajetórias de deformação prévias e subsequentes, (expressas pelo parâmetro “ α ”), e menos da ordem em que elas são feitas. Quanto mais severa é a mudança na trajetória de deformação, maior tende a sua influência no comportamento mecânico do material.

Essas constatações são coerentes com o trabalho feito por LLOYD e SANG (1979). Estes autores afirmam que em situações onde ocorre um aumento da resistência ao escoamento após a mudança na trajetória de deformação observa-se geralmente queda da taxa de encruamento e redução da deformação plástica homogênea total.

O efeito das mudanças na trajetória de deformação na ductilidade dos aços será discutido na seção 4.6 (Metodologia), onde o método usado para avaliar a ductilidade dos aços AISI 304 e AISI 409 (deformação residual uniforme) após as sucessivas mudanças na trajetória de deformação desses aços é descrito em detalhes.

O comportamento mecânico macroscópico de dois materiais, entretanto, quando submetidos a uma mesma sequência de carregamento pode variar em decorrência da evolução estrutural assumida por cada um. Esta evolução depende, dentre outros

fatores, do próprio modo de deformação (sequências de carregamento) e da quantidade de pré-deformação. LI e BATE (1991) destacam os efeitos da quantidade de pré-deformação e de como se varia o modo de deformação na tensão de fluxo e na taxa de encruamento em ligas de alumínio.

ENAMI (2005), considerando a influência do modo de deformação imposto a um material, afirma que materiais pré-deformados em compressão e posteriormente tracionados, podem apresentar o desenvolvimento da fratura dúctil ou fratura por clivagem (fratura frágil).

Nos carregamentos com inversão do sentido de deformação plástica (carregamentos Bauschinger) com valor de pré-deformação de pequeno percentual, os materiais comumente exibem uma tensão de fluxo no início do recarregamento inferior à registrada para o carregamento monotônico (para a mesma quantidade de deformação), o chamado Efeito Bauschinger, (ROLLETT *et al.* 1988).

Nas situações em que se observa uma diminuição da tensão de fluxo em condições de carregamento com inversão do sentido da deformação plástica, percebe-se que a magnitude desse fenômeno depende, dentre outros aspectos, do material e da quantidade de pré-deformação, (RAUCH e SCHMITT 1989). O efeito Bauschinger, entretanto, é mais complexo que somente uma diminuição da tensão de escoamento na direção reversa, pois toda a forma da curva de fluxo do segundo carregamento é modificada, (CHOTEAU *et al.* 2005).

A tensão no recarregamento é menor que a observada durante o carregamento monotônico porque a tensão de reação, resultante do empilhamento de discordâncias em barreiras, durante o primeiro carregamento, auxilia a movimentação das discordâncias quando a direção do carregamento é invertida. Além disso, quando o carregamento é feito na direção oposta, podem ser geradas discordâncias de sinais contrários àquelas responsáveis pela deformação na primeira direção do carregamento. Uma vez que discordâncias de sinais opostos se atraem e se anulam mutuamente, o efeito resultante é um amaciamento ainda maior da rede cristalina, (CHRISTODOULOU *et al.* 1986; HASEGAWA *et al.* 1986; GARDEY *et al.* 2005 e BOUVIER *et al.* 2005).

A figura 3.10 mostra a curva tensão efetiva – deformação efetiva para a liga de alumínio AA6022-T4 submetida a um carregamento com inversão no sentido de deformação (tração/compressão) com uso de um dispositivo projetado por BOGER *et al.* (2005).

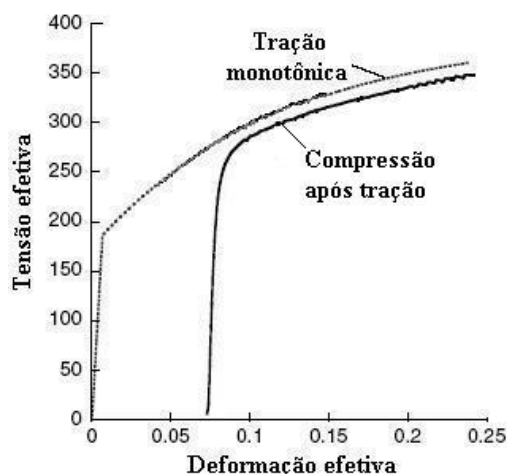


Figura 3.10 – Rota tração/compressão para a liga de alumínio AA6022-T4, (BOGER *et al.* 2005).

O efeito Bauschinger apresenta para muitos metais um transiente na taxa de encruamento, com uma estagnação e posterior recuperação com o aumento da deformação no sentido inverso, segundo BACROIX *et al.* (1994). RAUCH *et al.* (2002) salientam que a flutuação da taxa de encruamento já é observada para valores de pré-deformação pequenos, acima de alguns décimos de porcentual. A ocorrência do Efeito Bauschinger em operações de conformação mecânica tem consequências importantes. Em operações de dobramento de chapas de aço, por exemplo, haverá um amaciamento quando metais severamente trabalhados a frio são submetidos a cargas de sinal contrário, (ROLFE *et al.* 1968). O melhor modelo disso é o desempenho de barras estiradas ou folhas laminadas pela passagem através de rolos que aplicam ao material tensões de dobramento alternadas. Tais operações de aplainamento com rolos podem reduzir a tensão de escoamento e aumentar o alongamento comparado com o seu valor no estado trabalhado a frio, (DIETER 1981).

No item 3.2.3.2 serão apresentados outros exemplos de materiais submetidos à sequências de carregamento ortogonal, (HADDADI *et al.* 2006), e do tipo Bauschinger, (BOUVIER *et al.* 2006a), com uso da técnica de cisalhamento planar simples.

3.2.2. Rotas de carregamentos cíclicos

A deformação cíclica pode ser definida como sendo aquela em que um material é sujeito à aplicação repetitiva de esforços em sentidos alternados, presentes, por exemplo, em operações de conformação com múltiplos estágios de deformação. O estudo dos materiais quando submetidos a esse tipo de sequência de carregamento é fundamental para descrever o comportamento atípico do encruamento em operações de refinação de múltiplos passes com emprego de torção cíclica, (CORRÊA *et al.* 2006).

Esse tipo de sequência de carregamento tem como características o desenvolvimento de tensões de fluxo de saturação em níveis de deformação relativamente baixos, (RICHERT *et al.* 2001 e PEETERS *et al.* 2001) e o endurecimento ou amaciamento em materiais pré-deformados, (CORRÊA *et al.* 2003 e BARLAT *et al.* 2003).

O endurecimento ou amaciamento de um metal deformado ciclicamente depende, dentre outras variáveis, do tipo de mudança na trajetória de deformação, da condição (estado) do material e da amplitude de deformação cíclica, (COLAK 2004). A influência da amplitude de deformação cíclica no endurecimento ou amaciamento de diversos materiais foi estudada por COFFIN e TAVERNELLI (1959) com uso de testes de tração e compressão. Neste trabalho foi constatado que devido à aplicação de esforços cíclicos, o material pode tanto endurecer quanto amaciar, dependendo principalmente da condição inicial do material (pré-deformado ou recozido).

Quando o metal foi pré-deformado, houve amaciamento, já quando recozido, ocorreu endurecimento. A ocorrência desses fenômenos, segundo os autores, está intimamente relacionada com a amplitude de deformação cíclica.

Experimentos feitos por SARMA e PADMANABHAN (1997) em aço de baixo teor de carbono, no entanto, mostraram que, independentemente da amplitude de deformação cíclica, ocorria estagnação na taxa de encruamento. Já discretos amaciamento e endurecimento foram correlacionados com a amplitude de deformação cíclica.

JIA e FERNANDES (2003) investigaram a influência do tipo de pré-deformação, (tração e fadiga), da severidade da mudança na trajetória de deformação e da evolução da subestrutura de discordâncias no encruamento cíclico inicial e na tensão de fluxo durante o recarregamento em fadiga e em tração. Duas situações foram estudadas, uma severa ($\alpha \approx 0$) e outra pouco severa ($\alpha \approx 1$), através da variação do ângulo entre os carregamentos sucessivos de tração e de fadiga, Θ , igual a 0° e 45° , respectivamente.

A figura 3.11 mostra as curvas tensão verdadeira em função da deformação plástica acumulada para o material pré-deformado em tração, (figura 3.11(a)), e em fadiga, (figura 3.11(b)). Quando pré-deformado em tração de 0,02, a resistência ao escoamento do cobre no recarregamento aumenta com o valor da amplitude de deformação plástica em fadiga.

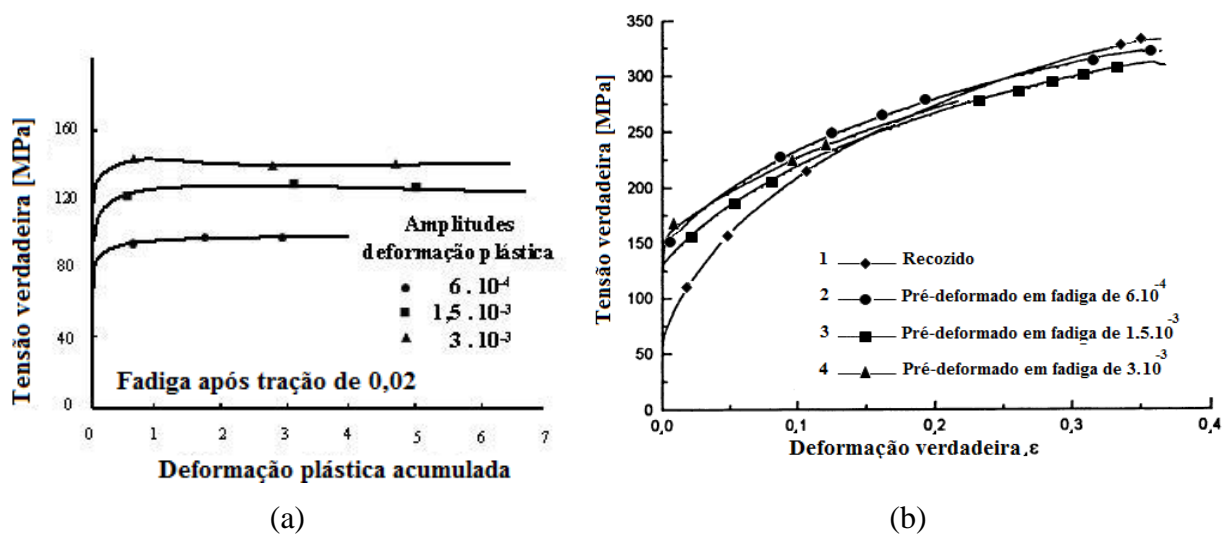


Figura 3.11 – Curvas tensão verdadeira em função da deformação plástica: (a) sequência tração/fadiga; (b) sequência fadiga/tração, sendo $\Theta = 0^\circ$ para as duas situações, (JIA e FERNANDES 2003).

Para a sequência tração/fadiga, valores de pré-deformação em tração menores ou iguais a 0,05 não afetaram a subestrutura de discordâncias formada no processo de fadiga subsequente.

A figura 3.12 mostra a subestrutura de discordâncias desenvolvida na sequência tração/fadiga. Neste caso, a subestrutura celular de discordâncias existente durante a pré-deformação foi rapidamente destruída no recarregamento, (figura 3.12(a)). Já para valores iguais a 0,10, a estrutura celular de discordâncias presente durante a pré-deformação é mantida em alguns grãos após o carregamento em fadiga, (figura 3.12(b)).

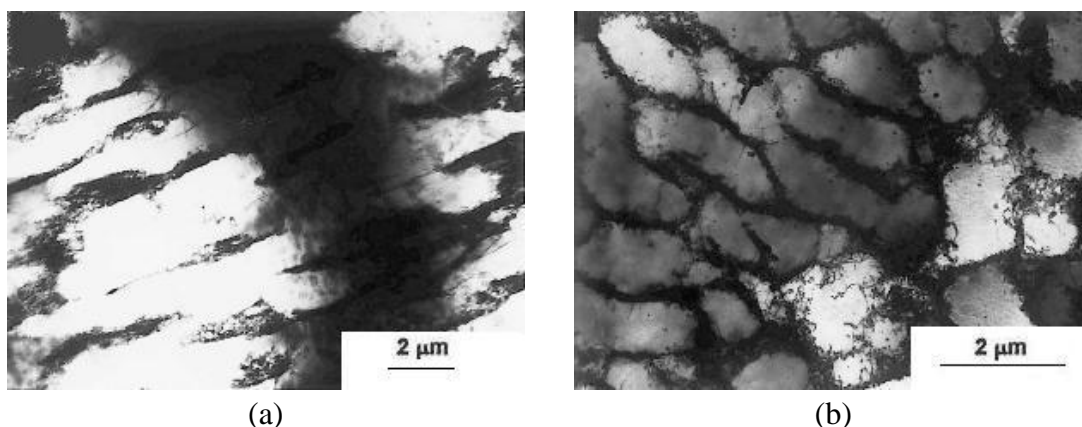


Figura 3.12 – Estrutura de saturação de discordâncias para a rota tração/fadiga após: (a) a pré-deformação em tração de 0,02 seguida por fadiga e (b) a pré-deformação em tração de 0,10 seguida por fadiga, sendo $\Theta = 0^\circ$ e a amplitude da deformação plástica em fadiga de $6 \cdot 10^{-4}$ para as duas situações, (JIA e FERNANDES 2003).

A subestrutura de discordâncias para a sequência fadiga/tração é mostrada na figura 3.13, onde se observa que a manutenção da organização das discordâncias presente durante o pré-carregamento em fadiga, (figura 3.13(a)) dependeu da quantidade de deformação no segundo modo de deformação. A subestrutura de discordâncias só foi preservada para valores de deformação em tração de até 0,05, (figura 3.13(b)). Para valores maiores, (figura 3.13(c)), as subestruturas de discordâncias são praticamente iguais às das amostras recozidas e deformadas em tração até a ruptura, sem pré-deformação, (figura 3.13(d)).

Neste trabalho, o segundo modo de carregamento (tração ou fadiga) influenciou o comportamento mecânico resultante do cobre. A sequência tração/fadiga permitiu maior desenvolvimento das microbandas, responsáveis pelo amaciamento detectado, principalmente para o valor de Θ igual a 45° ($\alpha \approx 0$), embora o tamanho de grão escolhido, $32\mu\text{m}$, tenha sido pequeno.

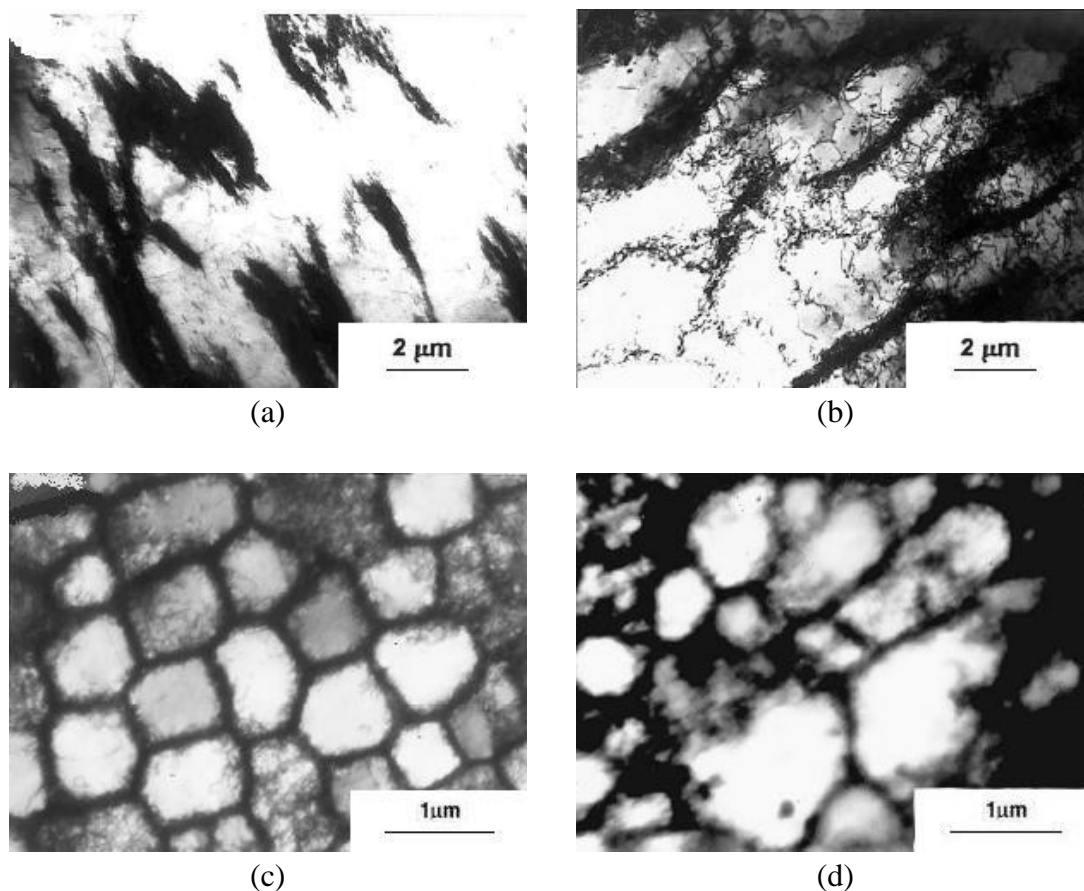


Figura 3.13 – Estrutura de saturação de discordâncias para a rota fadiga/tração após: (a) o recozimento da amostra e deformação em fadiga, (b) a pré-deformação em fadiga seguida por deformação em tração até 0,05; (c) a pré-deformação em fadiga com amplitude de deformação plástica de $3 \cdot 10^{-3}$ seguida por deformação em tração até 0,10 e (d) o recozimento da amostra e deformação em tração até a ruptura, sendo $\Theta = 0^\circ$ em todos os casos e a amplitude da deformação plástica em fadiga em (a) e em (b) de $6 \cdot 10^{-4}$, (JIA e FERNANDES 2003).

As microbandas consistem numa localização microscópica da deformação que se desenvolvem após um determinado valor de deformação conferido ao material. Elas têm o aspecto de paredes longas e finas de discordâncias, separadas por uma distância que varia entre $0,1 \mu\text{m}$ a $0,3 \mu\text{m}$, orientadas segundo os traços dos planos de escorregamento ativos. As microbandas têm uma intensa deformação de cisalhamento no seu interior, evidenciada por cortes na subestrutura previamente formada ou nas fronteiras de grão, que testemunham a ocorrência de um intenso escorregamento localizado de discordâncias, (GRACIO 1995). Essa localização da deformação está associada a amaciamentos observados em macroescala assim como com o aspecto de rugosidade superficial, (FERNANDES *et al.* 1993).

As microbandas não aparecem em todos os grãos, mas somente naqueles que possuem uma subestrutura de parede de discordâncias bem desenvolvida após a pré-deformação. Isso significa que a formação das microbandas e o amaciamento correspondente dependerão da quantidade de pré-deformação. Quanto maior for a pré-deformação, mais desenvolvida será a parede de discordâncias dentro de todos os grãos e maior a quantidade de microbandas presentes, NESTEROVA *et al.* (2001b). De maneira análoga, LEWANDOWSKA (2003) salienta que quanto maior o valor de pré-deformação, maior tende a ser o número de grãos contendo microbandas.

Microbandas não são normalmente observadas nos grãos de tamanho pequeno devido à uniformidade de deformação no interior dos mesmos, necessária à acomodação, a qual se traduz na ativação simultânea de vários sistemas de escorregamento (escorregamento múltiplo) e na repartição homogênea em cada um deles, FERNANDES *et al.* (1993).

A figura 3.14 mostra microbandas finas (assinaladas por seta) alinhadas com o traço dos planos (111) que foram desenvolvidas no cobre com elevada pureza após uma sequência compreendida por pré-deformação em laminação de 0,20 seguida por tração de 0,05 (sendo a tração realizada à 90° em relação à direção de laminação prévia, ou seja, “ α ” = 0), SAKHAROVA e FERNANDES (2006).

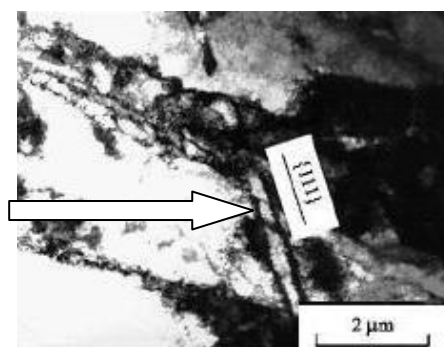


Figura 3.14 – Microbandas desenvolvidas na sequência laminação_{20%}/tração_{5%}, sendo a tração feita a 90° em relação à laminação prévia, (SAKHAROVA e FERNANDES 2006).

O trabalho de CORRÊA *et al.* (2003) mostrou a influência das características estruturais dos materiais pesquisados, do tipo de esforço mecânico (torção e tração) no encruamento do aço de baixo teor de carbono e do latão quando deformado ciclicamente. Neste caso, esses materiais foram submetidos às sequências de carregamento do tipo tração/torção cíclica e torção cíclica/tração, como exibido nas figuras 3.15 e 3.16, respectivamente. Nessas condições de carregamento, foi comprovado que a tensão de fluxo é função tanto do tipo de material quanto da sequência de carregamento escolhida. Para a sequência tração/torção cíclica, tanto o aço de baixo teor de carbono, (figura 3.15(a)), quanto o latão, (figura 3.15(b)) apresentaram

tensão de fluxo inicial maior que no carregamento monotônico em torção cíclica. Em seguida, houve uma redução na taxa de encruamento. Nesse caso, somente o aço teve amaciamento por deformação devido à característica estrutural desse material em propiciar a nucleação e a propagação de microbandas.

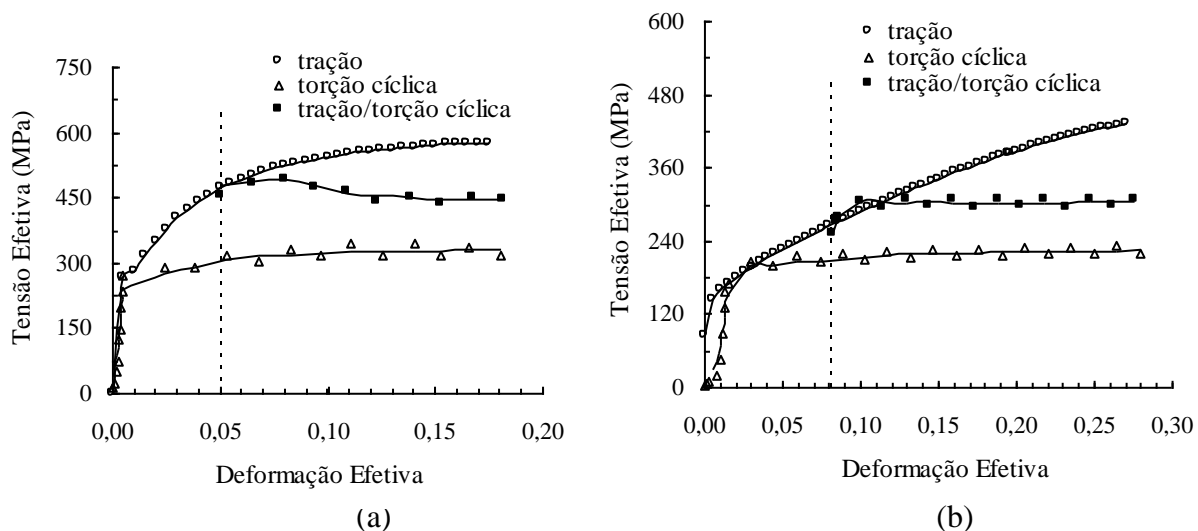


Figura 3.15 – Curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva para a rota tração/torção cíclica: (a) aço e (b) latão, (CORRÊA *et al.* 2003).

Já a sequência torção cíclica/tração, (figura 3.16), apresentou comportamento oposto ao observado para a sequência tração/torção cíclica, ou seja, a tensão de escoamento no recarregamento em tração foi menor que a desenvolvida em tração pura. Em seguida, houve um aumento da taxa de encruamento, para ambos os materiais, figuras 3.16(a) e 3.16(b), sem ocorrência de amaciamento.

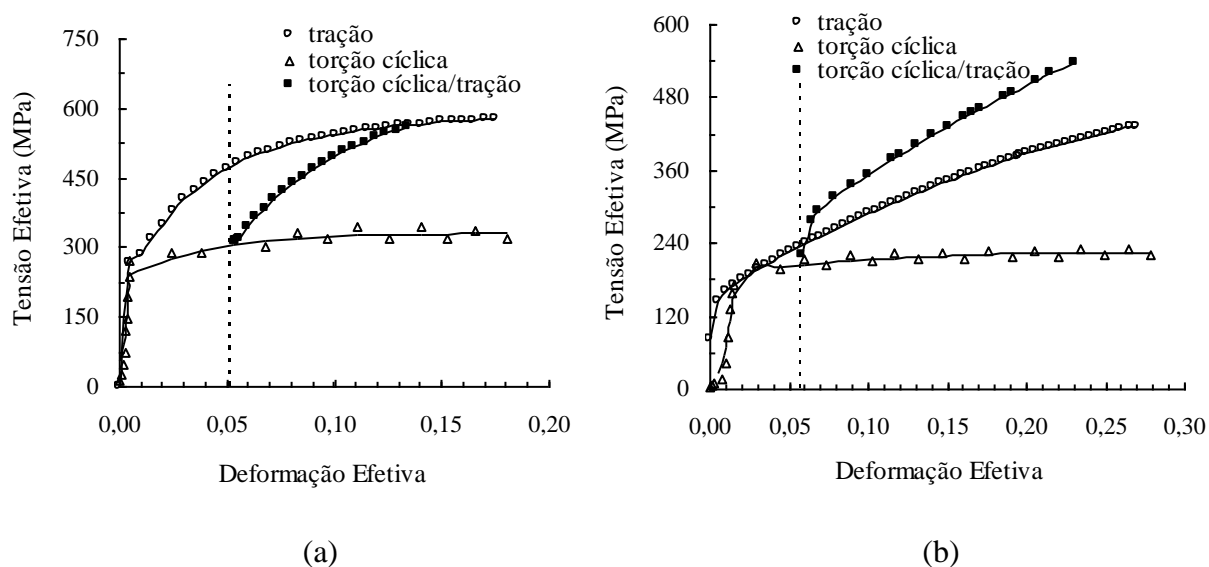


Figura 3.16 – Curvas tensão efetiva em função da deformação efetiva para a sequência torção cíclica /tração: (a) aço e (b) latão, (CORRÊA *et al.* 2003).

Com relação aos métodos de ensaios usados para a realização dos ensaios de carregamentos cíclicos, os testes combinados de tração e de compressão são os mais usados. No entanto, esses testes são válidos apenas para valores relativamente pequenos de deformação plástica uma vez que para deformações maiores podem ocorrer problemas, como a flambagem nos corpos de prova (GENG e WAGONER, 2002; LI *et al.* 2002 e LEE *et al.* 2005). Deste modo, a maioria das técnicas de ensaios cíclicos precisou sofrer adaptações para evitar o surgimento de flambagem nas amostras como feito por BOGER *et al.* (2005) e YOSHIDA *et al.* (2002) quando utilizaram a técnica de tração uniaxial.

YOSHIDA *et al.* (2002) criaram um dispositivo para a fixação de corpos de prova para tração uniaxial de um aço *Dual Phase* de alta resistência mecânica (valor da tensão limite de resistência à tração de 590MP) para a realização de ensaios do tipo tração/compressão. A figura 3.17 mostra este dispositivo com as amostras afixadas com o auxílio de um adesivo, teflon.

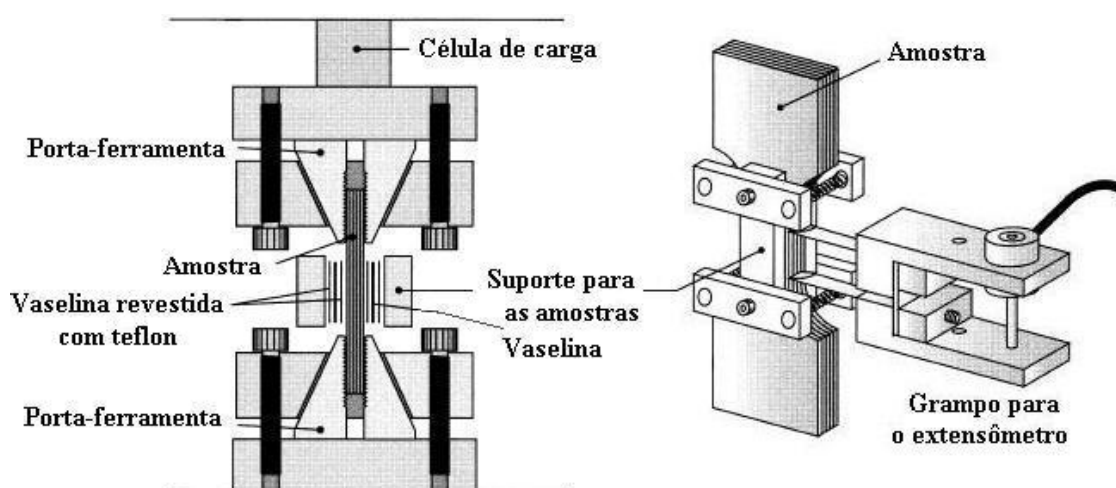


Figura 3.17 – Ilustrações esquemáticas do dispositivo desenvolvido por YOSHIDA *et al.* (2002) para a realização do teste cíclico em chapas metálicas (tração/compressão).

A técnica de cisalhamento planar simples é uma alternativa para a realização de testes cíclicos sem ocasionar flambagem nas amostras ensaiadas além de não requerer nenhuma adaptação para a execução deste tipo de teste. Este método de ensaio mecânico será apresentado no próximo item com um exemplo de carregamento cíclico executado num aço de baixo teor de carbono feito por HU (1994).

3.2.3. Rotas de carregamento com esforço cisalhante

3.2.3.1. Técnica de cisalhamento planar simples

O ensaio de cisalhamento planar simples tem se mostrado eficiente para avaliar as propriedades mecânicas de chapas finas de aço submetidas às trajetórias de deformação complexas, presentes, por exemplo, em operações de estampagem de chapas metálicas, (RAUCH, 1998). MIYAUCHI (1984) é considerado o pioneiro no desenvolvimento do equipamento necessário à execução deste tipo de ensaio mecânico. Posteriormente, o dispositivo desenvolvido por G'SELL *et al.* (1983) para polímeros foi adaptado para o estudo em materiais metálicos por RAUCH e G'SELL (1989).

A figura 3.18 mostra, de maneira sucinta, que o equipamento consiste de duas partes rígidas que estão sujeitas a um movimento paralelo.

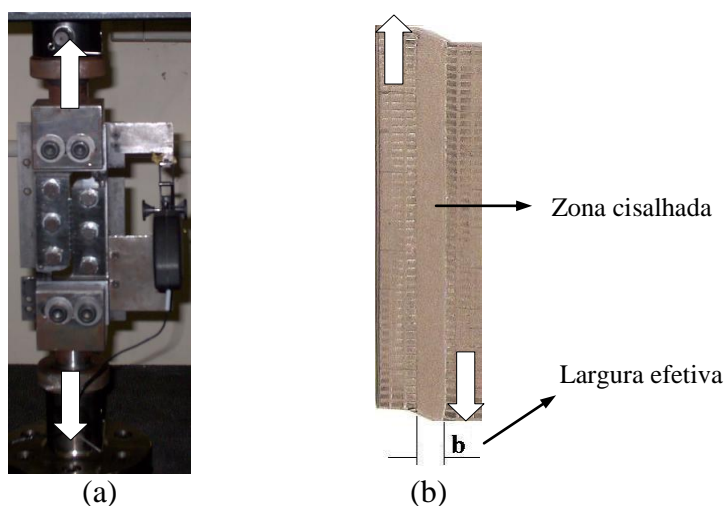


Figura 3.18 – (a) Representação das forças opostas e tangenciais à zona deformada na garra de cisalhamento (b) representação do sentido de aplicação das forças num corpo de prova cisalhado.

RAUCH (1992), no entanto, salienta que a qualidade do teste depende da homogeneidade da distribuição da tensão e da deformação ao longo do corpo de prova. A figura 3.19 exhibe o dispositivo para cisalhamento planar simples desenvolvido por GENEVOIS (1992) para melhorar a homogeneidade da deformação e evitar a formação de ondulações nos corpos de prova (um tipo de defeito).

A figura 3.19(a) apresenta os detalhes deste equipamento que permite a pré-deformação de um material em cisalhamento para posterior tração ou cisalhamento, em outras direções. A figura 3.19(b) mostra um corpo de prova pré-deformado em cisalhamento de onde foram retiradas amostras para tração uniaxial subsequente. Para assegurar a

exatidão na medição do valor da pré-deformação em cisalhamento, já que não é possível visualizar o corpo de prova durante a etapa de pré-deformação, a amostra é marcada com quadrados de 2mm de lado. Assim, é possível obter o perfil de isovalores de deformação cisalhante, também mostrado na figura 3.19(b).

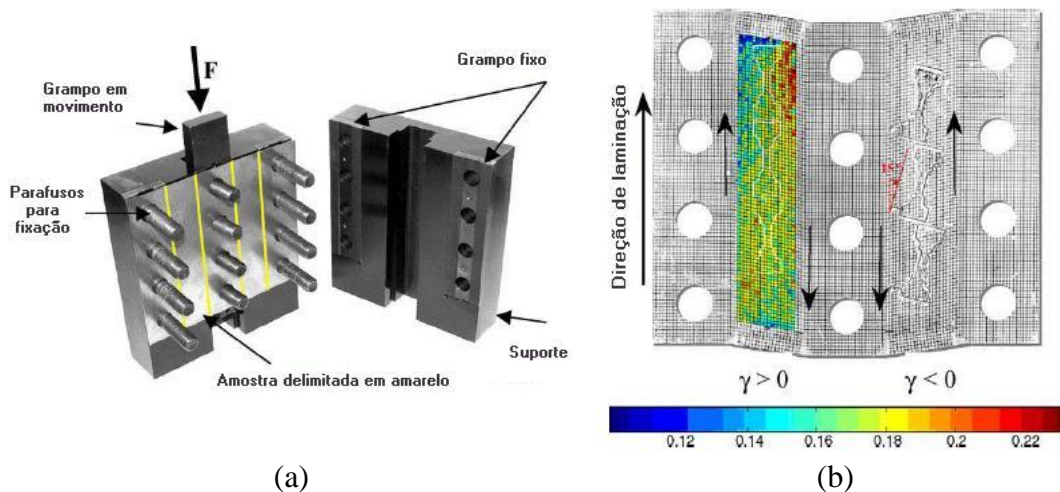


Figura 3.19 – (a) Equipamento utilizado para a pré-deformação em cisalhamento, GENEVOIS (1992), (b) Amostra deformada em cisalhamento, γ de 0,17 com a distribuição da deformação cisalhante ao longo da área deformada, (BOUVIER *et al.* 2006a).

A figura 3.20(a) mostra o dispositivo construído por BOUVIER *et al.* (2006b) a partir do modelo de GENEVOIS (1992) enquanto a figura 3.20(b) exibe o equipamento projetado por KNOCKAERT *et al.* (2001) para o estudo da evolução da textura através de testes monotônicos do tipo Nakazima e de cisalhamento planar simples.

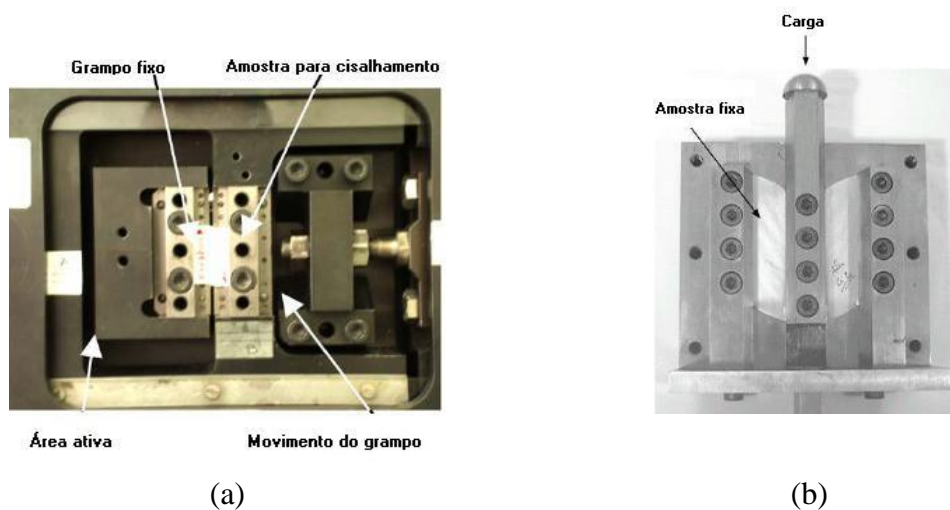
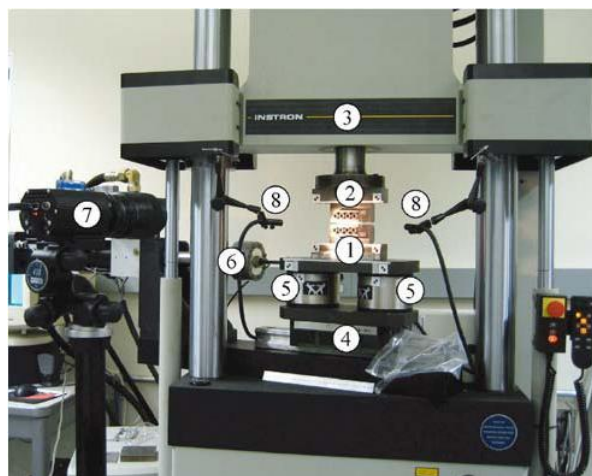


Figura 3.20 – (a) Equipamento para cisalhamento planar simples projetado por BOUVIER *et al.* (2006b), (b) Amostra deformada fixa ao dispositivo de cisalhamento, (KNOCKAERT *et al.* 2001).

MOHR e OSWALD (2008) desenvolveram um dispositivo de ensaio que permite a aplicação simultânea de esforços de tração e de cisalhamento, mediante o uso de dois atuadores (horizontal e vertical) responsáveis pela aplicação de cargas tangenciais (cisalhamento) e normais (tração) em chapas de aço de alta resistência mecânica. O esquema do equipamento usado para esse teste é mostrado na figura 3.21.



(a)

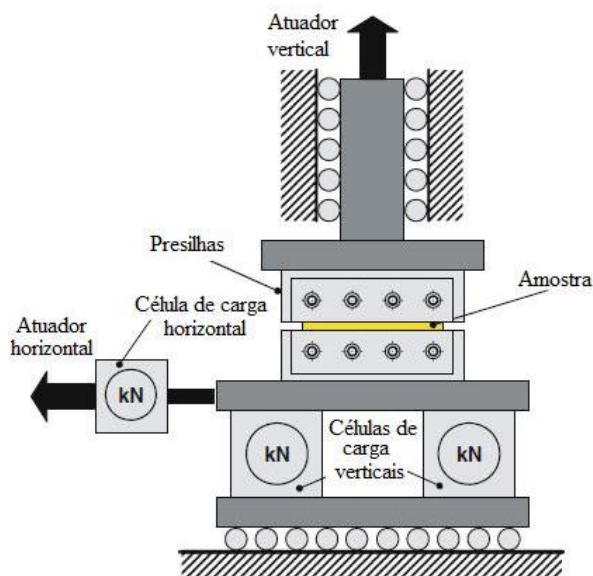


Figura 3.21 – (a) Sistema de carregamento multiaxial com uso de atuadores: 1- grampo inferior de amostras; 2 – grampo superior; 3 – cabeçote superior; 4 – base deslizante; 5 – células de carga superior; 6 – célula de carga horizontal e atuador; 7 – câmera digital; (b) esquema do dispositivo mecânico, (MOHR e OSWALD, 2008).

Esse dispositivo utiliza um sistema de presilhas para fixar o corpo de prova à máquina de ensaio semelhante ao utilizado nos testes de cisalhamento planar simples, (figura 3.21(a)). Neste caso, para evitar heterogeneidades na distribuição da deformação e da tensão ao longo do corpo de prova, a razão recomendada entre a largura e a espessura da amostra, b/t , deve ser de aproximadamente 8, enquanto a razão entre a largura e a altura, b/h igual a 12,5.

A figura 3.22 mostra outro equipamento usado para a realização do teste de cisalhamento. Nesse método de ensaio desenvolvido por AN *et al.* (2009), a amostra é presa ao dispositivo pela ação de três blocos que aplicam forças axiais (vide detalhe da figura 3.22). O posicionamento adequado desses blocos permite o equilíbrio das forças laterais que atuam na zona de cisalhamento.

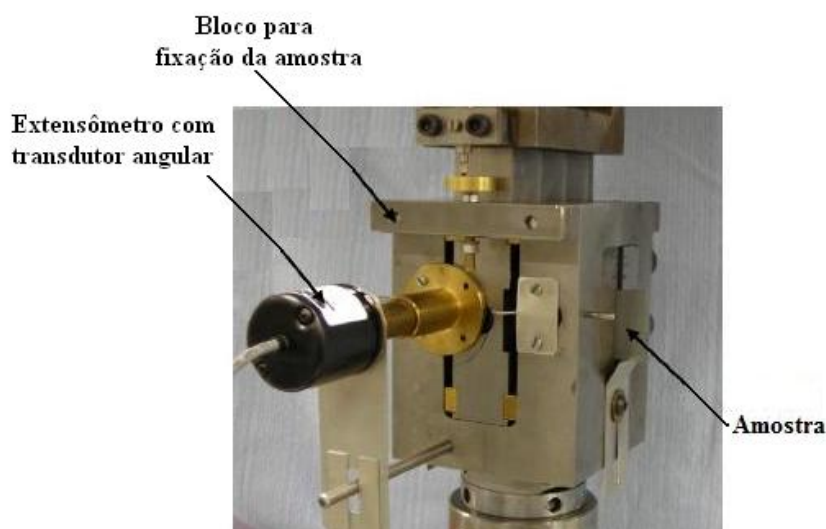


Figura 3.22 – Dispositivo para o teste de cisalhamento planar simples desenvolvido por AN *et al.* (2009).

A medição da deformação cisalhante nos métodos de ensaio mecânico mostrados é considerada uma etapa crítica do teste. Um procedimento comum é a marcação prévia do corpo de prova, e em seguida, faz-se a medição da deformação sofrida pelo corpo de prova com uso de câmeras digitais.

Para o dispositivo construído por AN *et al.* (2009), a medição da deformação cisalhante é feita com o uso de um extensômetro auxiliado por um transdutor angular rotativo que mede a variação angular sofrida pelo material. Neste caso, considera-se que o deslocamento do corpo de prova ao longo da zona de deformação cisalhante seja linear.

O aprimoramento da técnica de cisalhamento planar simples permitiu o estudo: das propriedades mecânicas de tipos diferentes de aço, (RAUCH 1992, MANACH e FAVIER 1993, COURBON e DUVAL 1993, GASPERINI *et al.* 1996), da sensibilidade dos materiais à mudança na taxa de deformação, (BOUVIER *et al.* 2006b), da anisotropia plástica, (BACROIX *et al.* 1994, RAUCH 1998), da evolução da textura, (BACROIX e HU 1995 e YOON *et al.* 2005) e do comportamento mecânico dos materiais após a submissão de sequências cíclicas e com reversão da deformação, (HU 1994 e RAUCH *et al.* 2002).

Outro motivo que explica a expansão no uso dessa técnica de ensaio é a vantagem que ela apresenta em relação aos testes de tração uniaxial tradicionais. Pode-se citar como exemplos, a ausência do desenvolvimento de uma zona de estricção, a obtenção de elevado nível de deformação plástica homogênea, a extrema simplicidade dos corpos de prova, a facilidade em explorar zonas dos diagramas de limite de deformação que não são possíveis de serem atingidas pelos testes de tração ou estiramento biaxial e a possibilidade de inverter a direção de carregamento para realização de testes do tipo Bauschinger sem a necessidade de desmontar o equipamento de teste, (HU *et al.* 1992).

A garantia da homogeneidade na distribuição da tensão e deformação, como mencionado anteriormente, é fundamental para a obtenção de um ensaio válido. Diante disso, com o auxílio de simulações por elementos finitos, foi demonstrada que a maneira mais simples para reduzir essas heterogeneidades é através do controle das dimensões do corpo de prova. Assim, a razão entre o comprimento da amostra, L , e a largura efetiva submetida ao cisalhamento, b , (em materiais metálicos), deve ser maior que 10 para minimizar a influência das extremidades livres na distribuição da tensão ao longo do corpo de prova.

Para minimizar a influência do aperto usado para fixar os corpos de prova ao dispositivo na distribuição da tensão, a razão entre a largura efetiva e a espessura da amostra, t , deve ser a menor possível, considerando um valor máximo aceitável para a espessura do corpo de prova de 2mm para materiais metálicos, (BOUVIER *et al.* 2006b).

Parâmetros como a dureza do metal testado e a força aplicada para a deformação do material também precisam ser considerados. O monitoramento dessas variáveis é importante para evitar o surgimento de alguns tipos de defeitos nos corpos de prova deformados como aqueles mostrados na figura 3.23.

A figura 3.23(a) exhibe trincas que ocorrem nas bordas livres das amostras em decorrência das dimensões limitadas do corpo de prova, (BOUVIER *et al.* 2005).

Essas trincas são ampliadas se a força empregada para fixar o corpo de prova ao dispositivo for elevada. No entanto, se a força for baixa, poderá ocorrer deslizamento da presilha (componente utilizado para pressionar o corpo de prova no dispositivo de cisalhamento planar simples), alterando assim a homogeneidade da distribuição da deformação. A figura 3.23(b) mostra dobras nas amostras ensaiadas que podem ocorrer devido a três causas básicas: existência de um valor do comprimento do corpo de prova maior que o permitido, força elevada de atrito em testes com chapas espessas (espessura maior que 2mm) e fixação incorreta da amostra no equipamento. Nesse último caso as dobras ocorrerão devido à heterogeneidade da deformação.

As constatações feitas por BOUVIER *et al.* (2006b) em relação aos limites aceitáveis das dimensões principais dos corpos de prova para ensaio de cisalhamento planar simples reforçaram as recomendações anteriores de RAUCH (1992) e BARLAT *et al.* (2003).

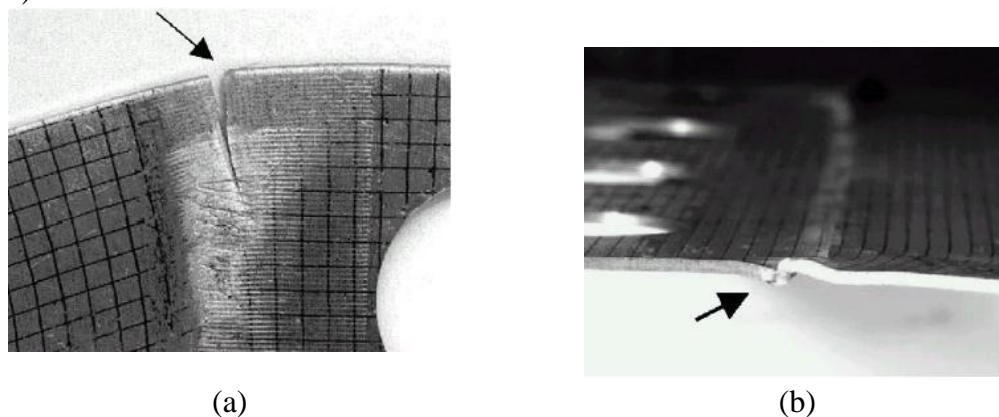


Figura 3.23 – (a) Formação de trincas no corpo de prova de cisalhamento planar simples; (b) Formação de dobras na borda da área cisalhada quando o corpo de prova é maior que o comprimento do grampo, indicadas por setas, (BOUVIER *et al.* 2005).

3.2.3.2. Rotas de processamento mecânico

O ensaio de cisalhamento planar simples permite a realização de um número maior de sequências de carregamento com elevado nível de deformação plástica quando comparado com os métodos tradicionais de ensaios mecânicos. Essa vantagem ampliou as opções de mudanças na trajetória de deformação dos materiais metálicos e o número de variáveis a serem estudadas tais como a dependência da evolução estrutural com o respectivo comportamento mecânico.

BARLAT *et al.* (2003) investigaram, dentre outros casos, a relação do comportamento mecânico da liga de alumínio AA1050-O com a respectiva evolução estrutural após a imposição de sequências de carregamento do tipo tração/cisalhamento (com variação na direção do esforço cisalhante subsequente). A figura 3.24 mostra algumas fotomicrografias para esta liga. As figuras 3.24(a) e 3.24(b) exibem as subestruturas de discordâncias da liga de alumínio AA1050-O após deformação monotônica em cisalhamento ou em tração, respectivamente. Essas imagens são comparadas com as fotomicrografias obtidas após o material ter sido previamente deformado em tração de 0,14 e, em seguida, cisalhado até um valor de deformação igual a 0,15 em direções diferentes em relação à direção de tração prévia: 45° (pseudo-monotônica, “ α ” = 0,85, figura 3.24(c)), 90° (ortogonal, “ α ” = 0, figura 3.24(d)) e 135° (pseudo-reversa, “ α ” = -0,85, figura 3.24(e)).

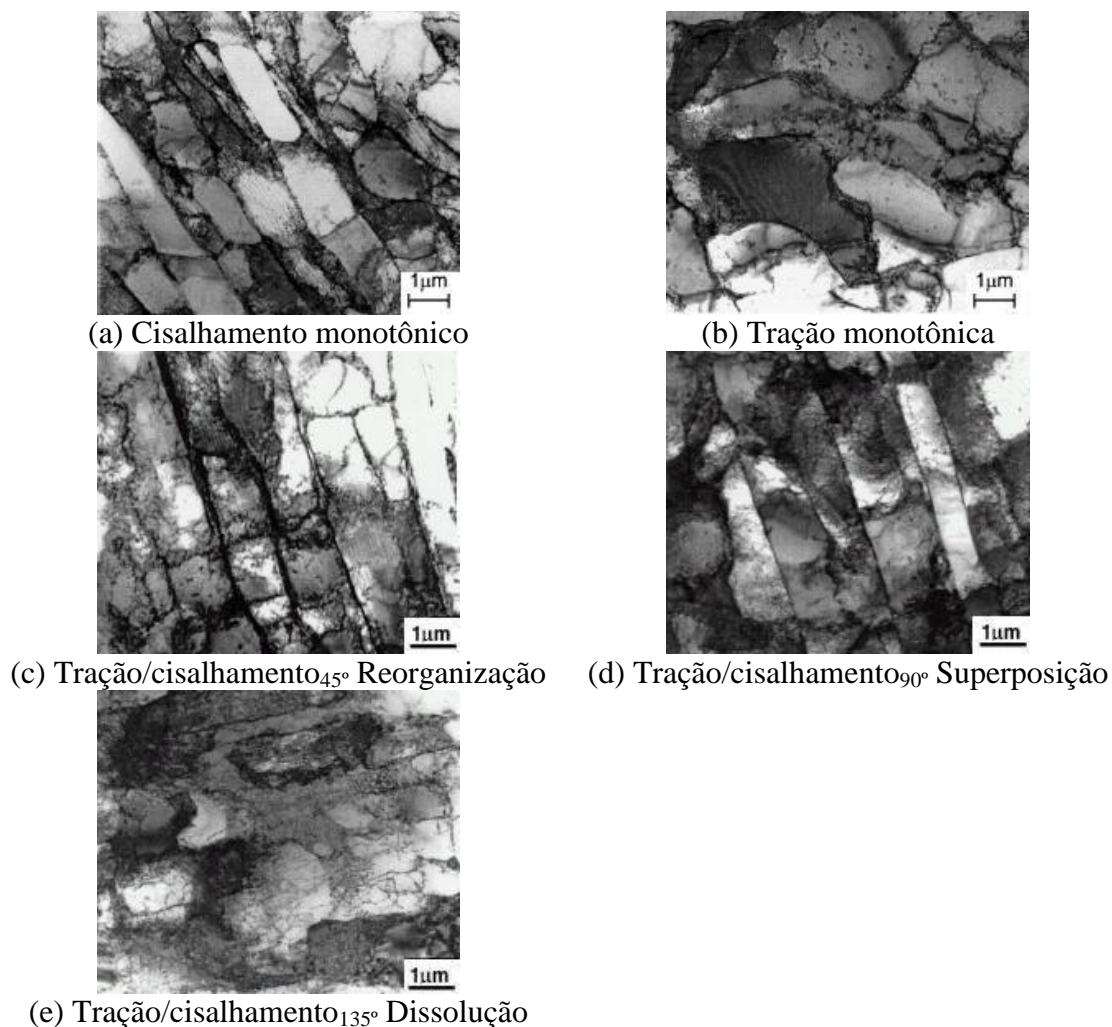


Figura 3.24 – Fotomicrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão das subestruturas de discordâncias desenvolvidas para a liga de alumínio AA1050-O: (a) após deformação monotônica em cisalhamento de 0,30; (b) após deformação monotônica em tração de 0,12; e após a pré-deformação em tração de 0,14 seguida por cisalhamento de 0,15: (c) a 45°, ilustrando a reorganização celular; (d) a 90°, mostrando a superposição celular e (e) a 135°, exibindo a dissolução celular, (BARLAT *et al.* 2003).

A fotomicrografia da amostra referente à sequência tração/cisalhamento_{45°}, (figura 3.24(c)), indica que logo após a pré-deformação em tração de 0,14 uma nova subestrutura de deslocação já está presente, sugerindo uma reorganização dentro das paredes nos planos mais ativos em cisalhamento que já estavam ativos durante a formação da estrutura celular inicial.

Na sequência tração/cisalhamento_{90°}, (figura 3.24(d)), a subestrutura de discordâncias é composta por uma superposição da subestrutura previamente desenvolvida em tração,

(figura 3.24(a)), com outra nova, típica do último modo de deformação (cisalhamento, figura 3.24(b)).

A última sequência, tração/cisalhamento_{135°}, (figura 3.24(e)), mostra que as paredes ou células de discordâncias que foram desenvolvidas em tração monotônica parecem ter sido apagadas, ocorrendo uma dissolução da subestrutura que havia se desenvolvido durante a pré-deformação do material.

Para as sequências de carregamento tração/cisalhamento_{90°} e tração/cisalhamento_{135°}, a subestrutura de discordâncias referente ao último modo de deformação não é estabelecida para um valor de deformação subsequente em cisalhamento igual a 0,15, em contraste com o observado para a sequência tração/cisalhamento_{45°}. Esta situação parece estar relacionada ao fato do estágio transiente do encruamento ser menor na sequência tração/cisalhamento_{45°} em relação às outras duas sequências, figura 3.25.

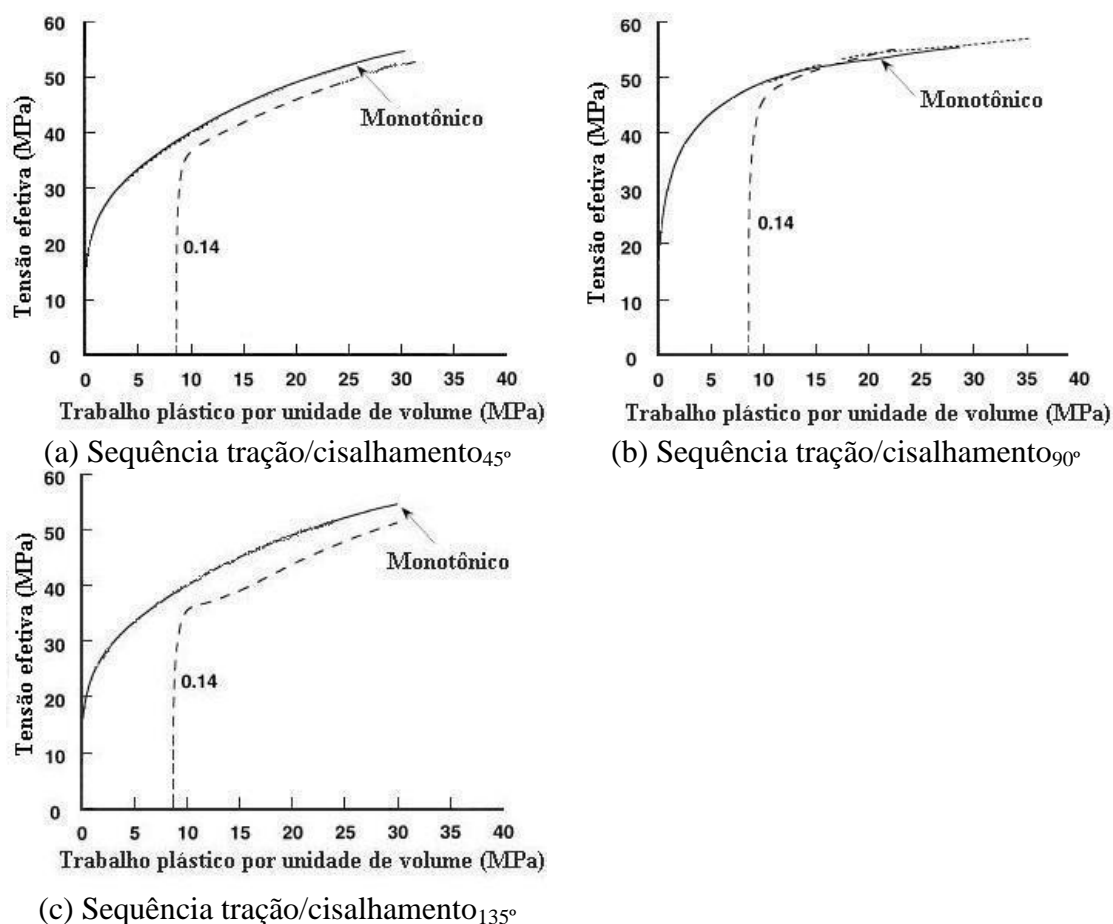


Figura 3.25 – Curvas tensão efetiva - trabalho plástico por unidade de volume para a liga de alumínio AA1050-O pré-deformada em tração de 0,14 seguida por cisalhamento de 0,15 em diferentes orientações: (a) 45°; (b) 90° e (c) 135°, (BARLAT *et al.* 2003).

Fenômenos como a estagnação e a recuperação da taxa de encruamento, comuns em seqüências de carregamento do tipo Bauschinger e cíclica, também estão relacionados com a subestrutura de discordâncias desenvolvida após uma mudança na trajetória de deformação, (RAUCH *et al.* 2002). Neste caso, as paredes de discordâncias formadas durante o primeiro modo de deformação dissolvem-se no recarregamento logo após a inversão do sentido da deformação causando a instabilidade no encruamento do material.

A dissolução das paredes de discordâncias ocasiona a formação de uma subestrutura de discordâncias nova à medida que o material é deformado no último modo de deformação, aumentando assim, a densidade das discordâncias que propiciará a recuperação da capacidade de encruamento do material, (VIEIRA e FERNANDES 1999). A reorganização ou dissolução da subestrutura de discordâncias desenvolvida durante a pré-deformação, entretanto, depende da quantidade de pré-deformação fornecida a um material: quanto mais deformado for o metal, mais difícil será o estabelecimento de uma subestrutura típica do último modo de deformação e conseqüentemente, maior o estágio transiente do encruamento, (RAUCH *et al.* 2002).

Materiais com características estruturais diferentes (como a estrutura cristalina) podem apresentar uma evolução microestrutural desigual quando impostos a uma mesma seqüência de carregamento e desta forma, exibir um comportamento mecânico distinto.

RAUCH *et al.* (2002) mostraram que as ligas de alumínio AA1050-O (comercialmente pura) e AA6022-T4 (liga com Al-Mg-Si) quando submetidas a testes com cisalhamento reverso (ensaio do tipo Bauschinger) têm comportamento mecânico diferente. A liga AA1050-O exibe uma queda transiente na taxa de encruamento decorrente de uma aniquilação intensa das discordâncias quando o tensor-tensão é invertido. Já a liga AA6022-T4 não apresenta esse fenômeno devido ao alto teor de átomos de soluto e de precipitados que dificultam a mobilidade das discordâncias, tendo assim, pequena mudança estrutural após o teste Bauschinger.

A figura 3.26 mostra o comportamento mecânico diferenciado para o aço DC06, (figura 3.26(a)), o aço DP600, (figura 3.26(b)), o aço TRIP800, (figura 3.26(c)) e a liga de alumínio AA6014-T4, (figura 3.26(d)), quando sujeitos à seqüência do tipo Bauschinger, (BOUVIER *et al.* 2006a).

Neste caso, o comportamento mecânico macroscópico desses materiais também é função da evolução microestrutural. Os aços DC06, DP600 e TRIP800 exibem o Efeito Bauschinger característico após a inversão no sentido da deformação acompanhado pela dissolução das paredes de discordâncias formadas durante a pré-deformação, (RAUCH *et al.* 1998 e NESTEROVA *et al.* 2001b).

Apesar da liga AA6016-T4 também exibir o Efeito Bauchinger, a oscilação da curva tensão cisalhante-deformação cisalhante é suave, indicando que para esse material a subestrutura de discordâncias é mais resistente à mudança na trajetória de deformação.

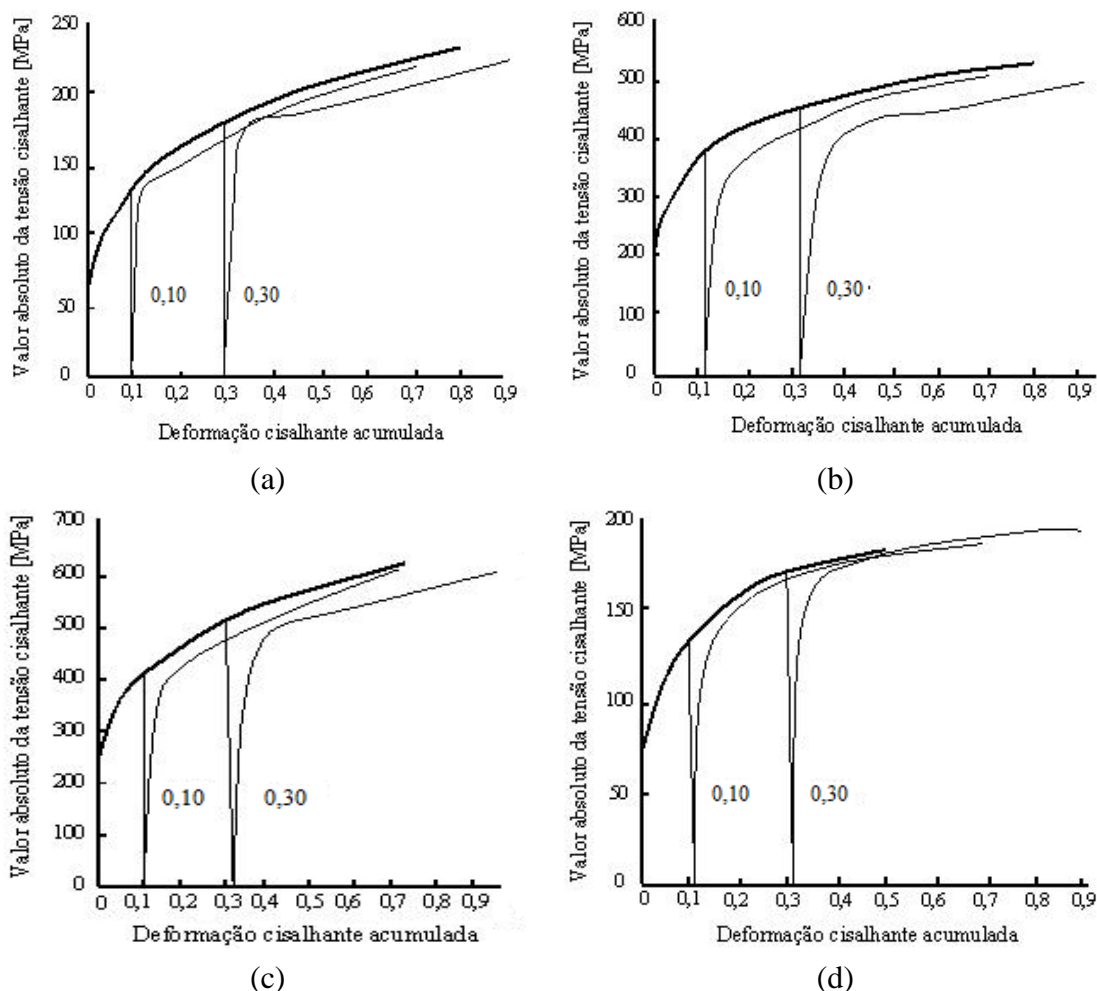
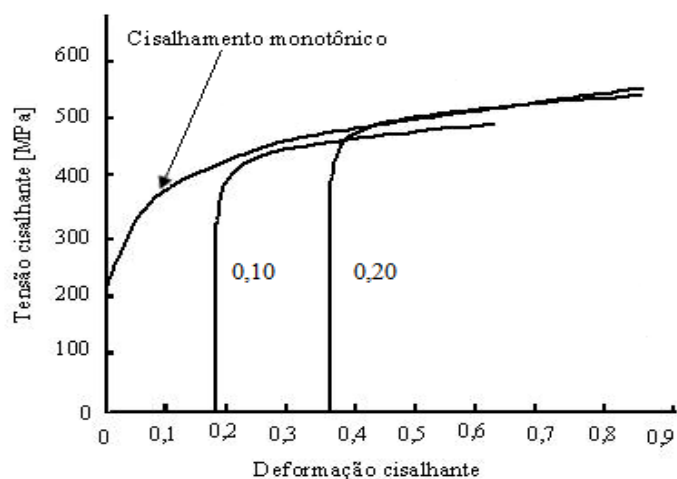
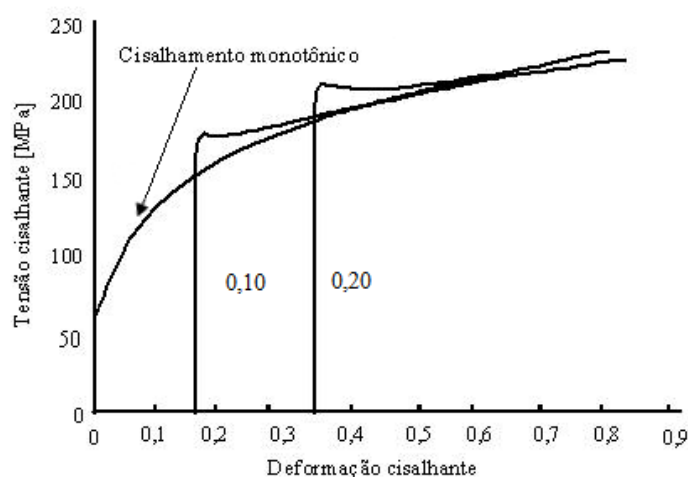


Figura 3.26 – Testes do tipo Bauschinger para tipos diferentes de materiais: (a) aço DC06; (b) aço DP600; (c) aço TRIP800; (d) liga de alumínio AA6016-T4, (BOUVIER *et al.* 2006a).

A figura 3.27 mostra outro caso de encruamento desigual para dois tipos de materiais, o aço *Dual Phase* DP600 e o aço DC06 após a imposição da sequência ortogonal (pré-deformação em tração seguida por cisalhamento na mesma direção) como descrito no trabalho de HADDADI *et al.* (2006).



(a)



(b)

Figura 3.27 – Comportamento não-usual do encruamento após sequência ortogonal: (a) aço de baixo teor de carbono DC06 e (b) aço Dual Phase DP600, (HADDADI *et al.* 2006).

O aumento da tensão de escoamento durante o recarregamento em cisalhamento observado para o aço DC06 está relacionado com a subestrutura de discordâncias presentes durante a pré-deformação que atua como obstáculo ao movimento das discordâncias nos sistemas de escorregamento disponíveis após a mudança na trajetória de deformação. Já o amaciamento é explicado pela presença de microbandas que cisalham as paredes de discordâncias formadas durante a pré-deformação.

A mudança abrupta da tensão de fluxo e da taxa de encruamento, responsáveis pela região transiente da curva tensão cisalhante-deformação cisalhante do aço DC06, promoverão a localização rápida da deformação, podendo ocasionar a estricção do material, (GRACIO 1995 e HADDADI *et al.* 2006).

O comportamento observado pelo aço DP600 pode ser explicado pela ausência de microbandas. GARDEY *et al.* (2005) afirma que com o carregamento subsequente, as paredes de discordâncias formadas durante a pré-deformação se desintegram progressivamente à medida que uma subestrutura de discordâncias nova é formada no segundo modo de deformação (cisalhamento). Conclusões semelhantes a essas haviam sido feitas por RAUCH e THUILLIER (1993b) e NESTEROVA *et al.* (2001a,b) em amostras de aço de baixo teor de carbono sob carregamento do tipo ortogonal.

HU (1994) estudou a relação da amplitude de deformação cíclica no comportamento mecânico de um aço de baixo teor de carbono, (AKDQ *mild steel*), após um carregamento cíclico. Este trabalho empregou valores de amplitude de deformação cisalhante cíclica considerados baixo (0,037), moderados (0,112 e 0,211) e elevado (0,34) com uso da técnica de cisalhamento planar simples durante 3 ciclos de deformação plástica. A figura 3.28 mostra que para todos os valores de amplitude de deformação cisalhante cíclica estudados a tensão cisalhante máxima, durante cada ciclo, aumenta monotonicamente e depois fica saturada, sendo seu valor maior para amplitudes de deformação maiores.

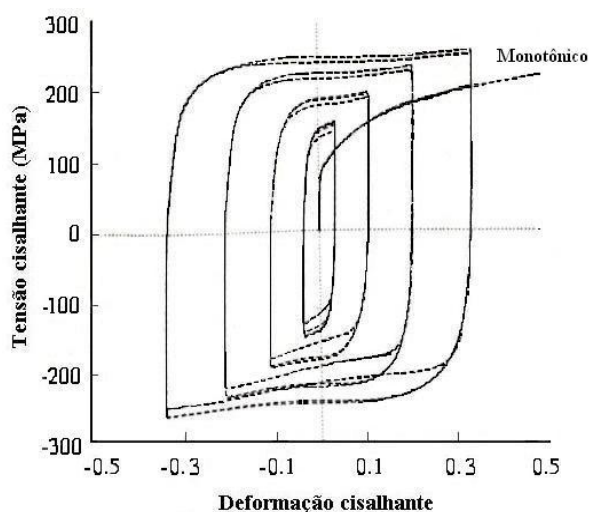


Figura 3.28 – Curvas tensão cisalhante-deformação cisalhante para o aço de baixo teor de carbono (AKDQ) para carregamento com deformação monotônica e alguns testes cíclicos (valores de amplitude de deformação cisalhante cíclica de 0,037, 0,112, 0,211 e 0,34), (HU 1994).

A figura 3.29 mostra que quanto maior a amplitude de deformação cíclica, menor será o valor que a taxa de encruamento, θ , atinge antes de iniciar um processo de recuperação. A taxa de encruamento poderá então assumir valores até mesmo maiores que os registrados pelo carregamento monotônico se a amplitude de deformação cíclica for superior a 0,20. Isso indica a necessidade de o material ser deformado para permitir o

estabelecimento de uma subestrutura de discordâncias compatível com o último modo de deformação.

Entretanto, o comportamento mecânico dos materiais após uma mudança na trajetória de deformação nem sempre pode ser atribuído à sua evolução estrutural. A análise da orientação dos grãos, (NESTEROVA *et al.* 2001b) e, principalmente, das características relacionadas ao material como a anisotropia inicial ou induzida devido à evolução da textura e do encruamento também devem ser consideradas, (HADDADI *et al.* 2006).

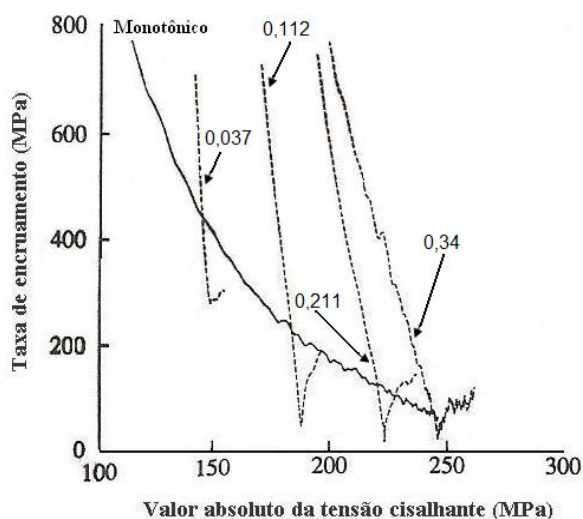


Figura 3.29 – Taxa de encruamento em função da tensão de fluxo cisalhante para o aço com baixo teor de carbono AKDQ para valores de amplitude de deformação cisalhante cíclica de 0,037, 0,112, 0,211 e 0,34, (HU 1994).

A influência da textura cristalográfica inicial ou induzida tem sido geralmente desprezada por se assumir que a textura inicial é completamente eliminada em consequência das trajetórias de deformação e que sua evolução durante o primeiro modo de deformação tem uma importância pequena (quando comparada com a evolução estrutural) na resposta plástica do material, (RAUCH e SCHMITT 1989 e BACROIX e HU 1995).

BACROIX e HU (1995) constataram, no entanto, que a textura inicial de laminação não era completamente eliminada em amostras de aço de baixo teor de carbono durante sequências de carregamentos cisalhantes sucessivos em orientações diversas. Eles observaram que embora a evolução da microestrutura tenha um efeito maior no encruamento do material que a textura para valores moderados de deformação, essa última variável não deve ser desprezada porque as contribuições da microestrutura e da textura são consideradas multiplicativas. A evolução da textura deverá ser examinada sempre que a quantidade de deformação for muito grande, porque nesta condição a subestrutura de discordâncias formada durante a pré-deformação estará completamente eliminada.

GRACIO *et al.* (2000) mostraram que para a liga de alumínio AA1050-O a subestrutura de discordâncias não depende da severidade da mudança na trajetória de deformação. Neste trabalho, amostras deste material foram pré-deformadas em laminação até um valor de deformação equivalente de von Mises de 0,40 (aproximadamente 0,70 de deformação cisalhante) em diferentes direções em relação à direção de laminação inicial: 0° (“ α ” = 0), 45° (“ α ” = 0,5) e a 135° (“ α ” = -0,5) e posteriormente cisalhadas na direção de laminação inicial. A figura 3.30 mostra as curvas tensão cisalhante-deformação cisalhante para essas sequências de carregamento.

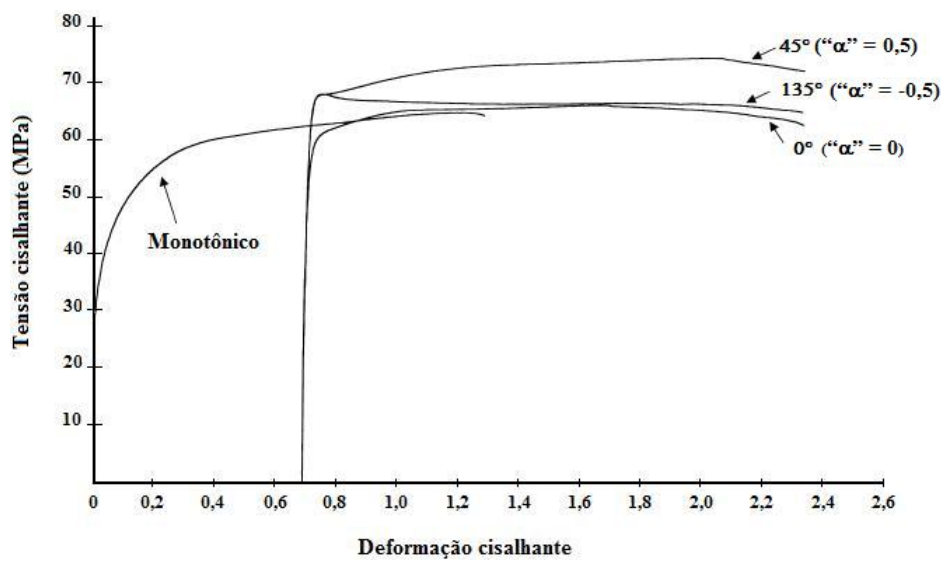


Figura 3.30 – Curvas tensão cisalhante-deformação cisalhante de amostras com e sem pré-deformação em laminação, (GRACIO *et al.* 2000).

A subestrutura de discordâncias resultante do cisalhamento conduzido a 0°, a 45° e a 135°, em relação à direção da laminação anterior, foi a mesma, independente do tipo de mudança na trajetória de deformação, consistindo de uma estrutura celular de discordâncias como mostrado pela figura 3.31. O comportamento macroscópico observado estaria relacionado com a textura de deformação após a mudança na trajetória de deformação.

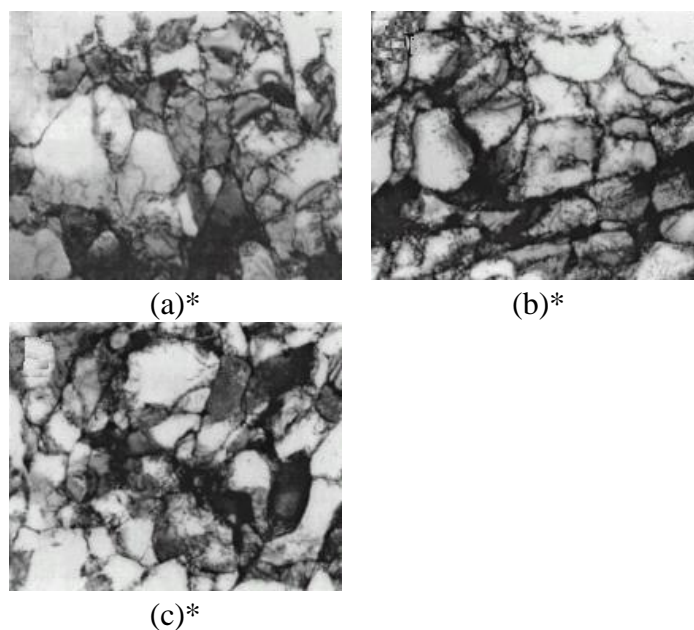


Figura 3.31 –Imagens obtidas por microscopia eletrônica de transmissão – MET - das subestruturas de discordâncias desenvolvidas após o cisalhamento monotônico conduzido em diferentes direções após a laminação a frio da liga de alumínio AA1050-O : (a) ângulo de 45° , “ α ” = 0,5; (b) ângulo de 0° , “ α ” = 0,0 e (c) ângulo de 135° , “ α ” = -0,5, (GRACIO *et al.* 2000).

* As escalas das imagens não foram fornecidas pelos autores.

A figura 3.32 mostra a evolução do fator de Taylor em função da deformação cisalhante para as três sequências de carregamento mostradas na figura 3.30. A instabilidade maior da curva tensão cisalhante - deformação cisalhante e o amaciamento detectados para a amostra deformada a 135° estariam relacionados com a queda contínua deste fator em decorrência da variação da textura do material (processo conhecido como amaciamento textural, ou seja, quando o amaciamento ocorre devido à variação da textura cristalográfica do material).

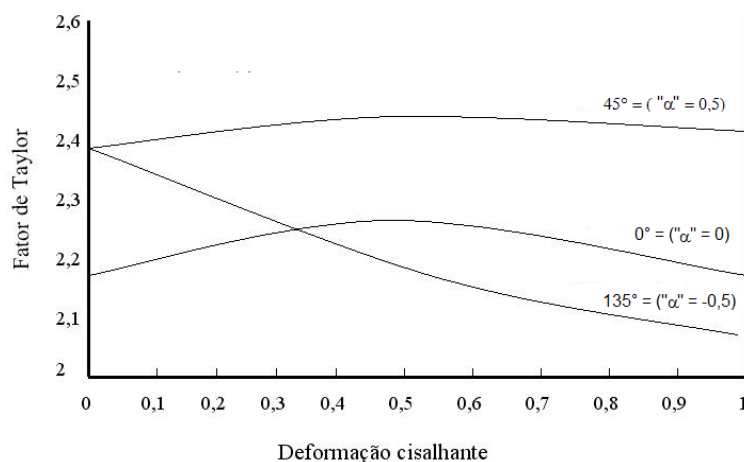


Figura 3.32 – Evolução do fator de Taylor com a deformação cisalhante, (GRACIO *et al.* 2000).

BARLAT *et al.* (2003) e LOPES *et al.* (2003) mostram que o encruamento não é isotrópico para condições de carregamento linear (monotônico) ou que envolvam a combinação de mais de um tipo de esforço mecânico. O comportamento anisotrópico do encruamento estaria relacionado com a evolução da textura para uma situação de carregamento monotônico (sem mudança na trajetória de deformação).

A evolução microestrutural, que depende do modo usado para deformar o material (tração, cisalhamento, dentre outros) seria a responsável pelo encruamento anisotrópico observado no início do recarregamento em sequências de carregamento que envolvam duas trajetórias de deformação monotônicas.

Estudos semelhantes aos mostrados anteriormente apontaram a textura cristalográfica como sendo a causa principal de anisotropia plástica de materiais metálicos cuja identificação geralmente é feita mediante testes realizados em direções diferentes em relação a algum eixo de referência, como a direção de laminação, DL.

Considerando isso, ensaios de tração e de cisalhamento podem então ser realizados para avaliar a anisotropia plástica de um material. A maioria das técnicas, entretanto, utiliza testes com inversão do sentido da direção de deformação, e, neste caso, o ensaio de cisalhamento planar simples adquire vantagem em relação ao de tração uniaxial por exigir apenas a inversão do sentido de deslocamento do dispositivo usado para este tipo de teste.

O trabalho feito por BOUVIER *et al.* (2006b) emprega a técnica de cisalhamento planar simples para avaliar a anisotropia plástica da liga de alumínio AA5182-O e do aço de alta resistência ZstE180BH endurecido pela cura da pintura (aço *Bake-hardenable steel*) através de ensaios do tipo Bauschinger, como mostrados na figura 3.33.

A figura 3.33(a) mostra a curva tensão cisalhante - deformação cisalhante para o aço ZstE180BH com a ocorrência do Efeito Bauschinger e um transiente na taxa de encruamento (queda inicial seguida por um aumento). A formação de um platô (estagnação da tensão) também é observada logo após o aumento da taxa de encruamento, cuja intensidade aumenta com o valor de pré-deformação, (0,10 e 0,30).

Já a liga de alumínio AA5182-O não apresenta estagnação da tensão e pequeno Efeito Bauschinger, (figura 3.33(b)). Essa diferença do comportamento mecânico macroscópico pode ser atribuída à diferença da evolução estrutural dos dois materiais, segundo NESTEROVA *et al.* (2001a) e GASPERINI *et al.* (2001) uma vez que o nível de deformação empregado nos ensaios foi considerado moderado.

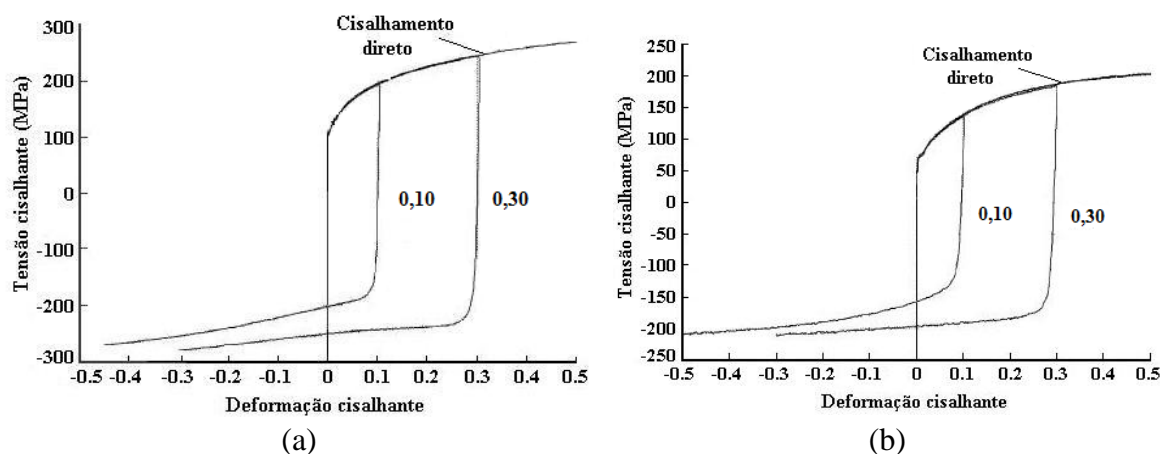


Figura 3.33 – Ensaio do tipo Bauschinger para diferentes valores de pré-deformação ao longo da direção de laminação: (a) aço ZstE180BH; (b) liga de alumínio AA5182-O, (BOUVIER *et al.* 2006b).

A evolução textural, entretanto, não é suficiente para explicar por completo, a evolução do encruamento após uma mudança na trajetória de deformação e assim, a anisotropia plástica de um material metálico.

PEETERS *et al.* (2001) afirmam que aspectos microestruturais intragranulares influenciam fortemente o comportamento anisotrópico de materiais metálicos policristalinos. RAUCH *et al.* (2007) consideraram esses efeitos para estudar a anisotropia plástica dos materiais.

Esses autores verificaram que a estagnação do encruamento em carregamentos com inversão do sentido da deformação, como descrito no trabalho de BOUVIER *et al.* (2006b), está relacionada com a evolução da microestrutura intragranular, representada pela variação da densidade de discordâncias.

Desta forma, a subestrutura de discordâncias formada durante a pré-deformação compete com uma fração significativa das discordâncias presentes no recarregamento, ocorrendo um processo de aniquilação rápido quando o sinal da tensão é alterado em carregamentos do tipo Bauschinger. Portanto, embora a evolução da textura cristalográfica possa alterar quantitativamente a curva tensão-deformação no recarregamento, ela dificilmente conseguirá mudar seu formato.

Estes resultados mostram que a compreensão do comportamento mecânico de materiais metálicos após mudanças na trajetória de deformação ainda requer muita pesquisa para que se possa explicar, por exemplo, o motivo real da ocorrência de fenômenos como a estagnação da taxa de encruamento.

3.3. Laminação de chapas

O processo de conformação mecânica conhecido por laminação pode ser definido como sendo aquele em que um material passa entre dois cilindros que giram em sentidos opostos à velocidade constante. É uma das operações de conformação mecânica mais utilizada por apresentar alta produtividade e controle dimensional bastante preciso do produto acabado (DIETER, 1981).

Os produtos obtidos por essa operação são encontrados em muitos setores da indústria. As portas de automóveis, as chapas usadas em eletrodomésticos e alguns utensílios de cozinha (panelas), por exemplo, utilizam materiais provenientes de um processo de conformação mecânica por laminação.

A figura 3.34 mostra que nesse processo o metal é submetido a tensões compressivas altas, resultantes da ação de prensagem dos cilindros pelo material e a tensões cisalhantes superficiais, τ (admitidas como constantes), decorrentes do atrito entre os cilindros e o material que está sendo processado. Essas forças de atrito também são responsáveis pelo ato de puxar o metal para a saída dos cilindros.

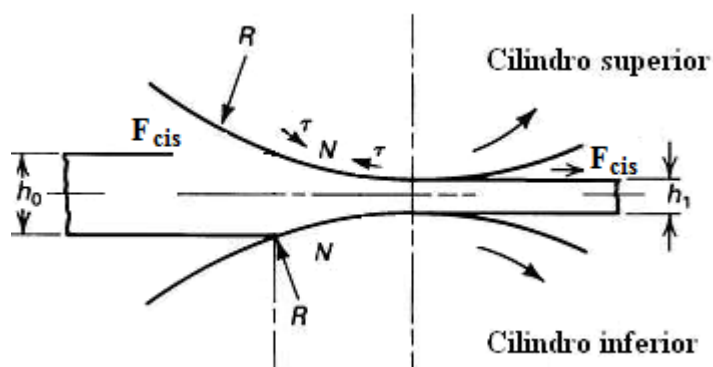


Figura 3.34 – Esquema do processo de laminação de chapas, (ASM HANDBOOK 2001a).

Os símbolos que aparecem na figura 3.34 são identificados abaixo:

F_{cis} : forças cisalhantes resultantes do atrito entre os cilindros de laminação e a chapa;

N : força normal em reação às forças compressivas;

h_0 : espessura inicial da chapa,

h_1 : espessura final da chapa;

τ : tensão cisalhante;

R : raio do cilindro de laminação.

Materiais como ligas de alumínio e de cobre e aços em geral, são frequentemente fundidos na forma de lingotes para serem posteriormente processados por laminação a quente (quando a razão entre a temperatura de trabalho do material, em relação à temperatura de fusão, ou seja, a temperatura homóloga, é maior ou igual a 0,50) na forma de blocos e de placas.

Em seguida, esses materiais são laminados para obtenção de outros produtos como chapas, tubos, vergalhões, barras ou perfis estruturais. A espessura da maioria das chapas metálicas situa-se entre 0,3mm e 6,0mm. Quando a espessura excede 6,0mm, o produto laminado é referenciado como placa, ao invés de chapa, (ASM HANDBOOK 2001a).

O encruamento é um parâmetro importante para os metais processados a frio. O metal laminado a frio (neste caso, quando a temperatura homóloga, T_h , fica situada entre 0 e 0,3) torna-se encruado, exigindo cargas de laminação cada vez maiores para continuar a deformação plástica do material (DIETER 1981).

Os arames são normalmente obtidos mediante processos de laminação a frio, requerendo uma quantidade de passes de laminação que depende das condições de deformação e do próprio material.

O número de passes de laminação e a quantidade de redução por passe (deformação plástica) afetam o encruamento do material e conseqüentemente, as propriedades mecânicas do metal (HUMML, 1990 e SADOK *et al.* 1994).

Os efeitos das condições de laminação e do embutimento a frio no comportamento mecânico de aços inoxidáveis austeníticos foram investigados por LUKSZA e BURDEK (2002). Constatou-se que o aumento do número de passes de laminação pode ocasionar o aumento do alongamento total de tiras laminadas a frio, ao contrário do observado para o caso de barras laminadas.

Esse comportamento diferenciado da ductilidade das tiras laminadas a frio, em relação às barras foi relacionado com a taxa de deformação. Verificou-se que a taxa de deformação e as variáveis de processo aplicadas na laminação (como a quantidade de redução, o número de passes e o tipo de esforço mecânico usado para deformar o material) influenciam a formação de martensita induzida por deformação plástica (martensita α'). Como exemplo, em processos reais de laminação, a opção de uso de reduções menores é frequentemente associada à necessidade de controle da planicidade, tolerância e acabamento superficial do material laminado. A presença de martensita α' afeta as propriedades plásticas dos produtos laminados. O aumento da quantidade desse tipo de martensita tende a provocar um aumento do encruamento e da ductilidade do

material. Desta forma, a ocorrência de uma quantidade relativamente pequena de martensita α' após a laminação de um passe é associada à presença de uma taxa de deformação também baixa. Em condições de passes múltiplos, a formação de martensita α' é reduzida devido ao aumento da temperatura durante o processo de deformação (LUKSZA e BURDEK, 2002).

LOPES *et al.* (1999) analisaram o aparecimento do amaciamento (queda da tensão de fluxo com o aumento da deformação plástica) em chapas de aços de baixo teor de carbono e de alumínio comercialmente puro pré-deformadas em laminação a frio e em seguida, submetidas ao ensaio de cisalhamento. Neste caso, os autores utilizaram taxas de deformação baixas para evitar o amaciamento térmico.

A figura 3.35 indica que valores de pré-deformação em laminação a frio superiores a 0,20 provocam amaciamento no aço de baixo teor de carbono quando recarregados em cisalhamento. A presença desse amaciamento altera a conformabilidade do material e favorece o aparecimento da instabilidade plástica.

Este amaciamento de aços de baixo teor de carbono surge como consequência da presença de microbandas de cisalhamento. As microbandas são paralelas aos planos de escorregamento ativos na laminação e são associadas com a localização da deformação plástica. Elas surgem como resultado da desestabilização da subestrutura de discordâncias criada na pré-deformação, ocasionando a instabilidade estrutural do material.

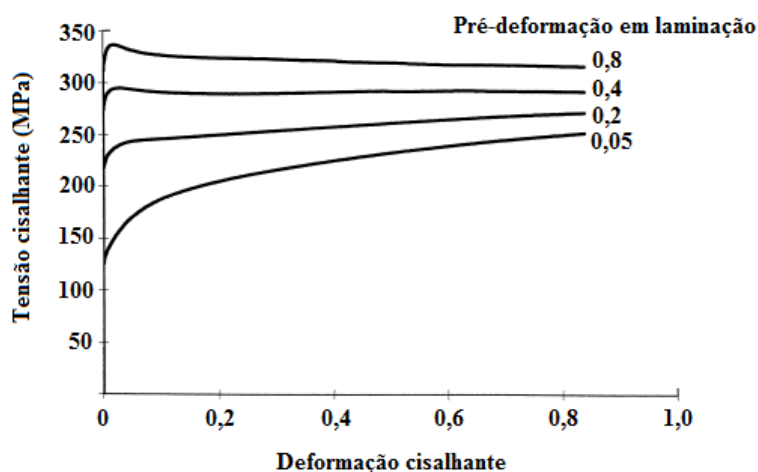


Figura 3.35: Curvas tensão cisalhante – deformação cisalhante para o aço de baixo teor de carbono pré-deformado em laminação a frio de 0,05, 0,20, 0,40 e 0,80 (LOPES *et al.*, 1999).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Esta seção apresenta os aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 409 que foram utilizados para o estudo do encruamento em função das mudanças no caminho de deformação e os métodos de caracterização mecânica e microestrutural dos respectivos materiais. Em seguida, é apresentada a metodologia aplicada nas quatro sequências de carregamento mecânico, envolvendo a combinação de ensaios de tração uniaxial, cisalhamento planar e laminação a frio, no item 4.5. Por fim, a análise por difração de raios-X é apresentada para investigar a presença das martensitas ϵ e α' antes e após as sucessivas mudanças na trajetória de deformação do aço AISI 304, também denominado neste texto, de aço inoxidável 304N.

4.1 Materiais

Duas classes de aços inoxidáveis, o aço inoxidável austenítico AISI 304 e o aço inoxidável ferrítico AISI 409, foram escolhidas para estudar a evolução do encruamento em função das mudanças na trajetória de deformação.

A escolha desses aços inoxidáveis considerou o fato dos mesmos apresentarem estruturas cristalinas, características de encruamento e propriedades mecânicas e físicas distintas.

Apesar dos materiais escolhidos não serem susceptíveis a tratamentos térmicos de endurecimento (têmpera, por exemplo) terem boa resistência à corrosão e serem utilizados em diversas operações de estampagem de chapas, suas respostas à aplicação de tipos diferentes de esforços mecânicos são influenciadas por diversas variáveis, dentre elas, suas características estruturais que afetam o encruamento exibido após a aplicação de esforços mecânicos sucessivos.

Os dois subitens a seguir apresentam detalhes dos aços AISI 304 e AISI 409 utilizados neste trabalho.

4.1.1. Aço inoxidável AISI 304 (tipo 304N)

O aço AISI 304 pertence à classe dos aços inoxidáveis austeníticos, caracterizado por apresentar alta resistência à corrosão em ambientes de atmosfera industrial ou em meios ácidos, mantendo a superfície brilhante e praticamente isenta de produtos de corrosão generalizada.

Os aços inoxidáveis austeníticos são não-magnéticos, mas quando endurecidos por trabalho a frio podem se tornar magnéticos. Esses aços são susceptíveis à corrosão sob tensão e são os mais dúcteis de todos os aços inoxidáveis. Estes materiais são facilmente conformados, embora o aumento do trabalho a frio reduza a conformabilidade dessa classe de aços inoxidáveis.

A análise química do aço AISI 304, assim como do aço AISI 409, foi realizada por via úmida, sendo os resultados obtidos e, posteriormente, comparados à especificação técnica.

A composição química do aço inoxidável 304N é mostrada na tabela IV.1. É possível observar que o percentual em peso dos elementos químicos estão de acordo com a especificação técnica exibida na tabela IV.2, (ASM HANDBOOK 2001b).

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

elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	S
%	0,034	1,95	0,352	18,11	9,82	0,002

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

elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	S
%	máximo 0,080	máximo 2,000	máximo 1,000	18,000 20,000	8,000 10,500	máximo 0,030

Com relação ao arranjo dos átomos, o aço AISI 304 possui estrutura cristalina cúbica de faces centradas - CFC - com baixa energia de falha de empilhamento - EDE – (aproximadamente 18mJ/m^2 a 20mJ/m^2) ZANDRAHIMI *et al.* (1989). As principais aplicações desse aço são equipamentos para as indústrias aeronáutica, automotiva, química e alimentícia, cervejarias, tanques em geral e vasos criogênicos.

Neste trabalho, o aço AISI 304, tipo 304N, será apresentado apenas como aço AISI 304 ou simplesmente, aço inoxidável 304N.

O aço inoxidável 304N foi usado no estado como recebido, ou seja, na condição como laminado, na forma de chapa com dimensão padrão de 210mm x 297mm x 0,70mm (largura x comprimento x espessura) pronta para uma operação de estampagem.

Em seguida, as chapas foram cortadas na direção de laminação original, 0°DL e, posteriormente, laminadas a frio para a confecção de corpos de prova para tração

uniaxial usados para a caracterização mecânica, a aplicação de sequências de carregamento e o estudo do efeito do tipo de pré-deformação (em tração) no encruamento do aço AISI 304.

O acabamento da chapa de aço inoxidável 304N foi do tipo 2B, de acordo com a padronização dada pela norma ASTM A 480. Isso significa que o material foi laminado a frio, recozido, decapado, mas recebeu um pequeno passe de laminação com cilindros polidos (brilhantes). Assim, sua aparência apresenta superfície com brilho, sendo, entretanto, pouco reflexiva.

O tipo de acabamento superficial aplicado ao material tem a função de garantir que a camada passiva, responsável pela proteção contra corrosão, seja uniforme ao longo de toda superfície do material, além de não introduzir na superfície do aço inoxidável elementos ou substâncias que possam atrapalhar a formação da camada passiva ou comprometer a sua eficiência, (ARCELOR MITTAL INOX BRASIL, 2006).

4.1.2. Aço inoxidável AISI 409

O aço inoxidável AISI 409 pertence à classe dos aços inoxidáveis ferríticos, possuindo estrutura cristalina cúbica de corpo centrado – CCC. A predominância da fase ferrita em todo o intervalo de temperatura no estado sólido é devido ao alto teor de cromo e aos baixos teores de átomos intersticiais de C e N. Esse aço apresenta sensibilidade magnética e têm boa resistência à corrosão, mas ductilidade menor que os aços inoxidáveis austeníticos como o aço AISI 304. Esse tipo de aço inoxidável, assim como os aços inoxidáveis austeníticos, não endurece por tratamento térmico, apresentando, contudo, endurecimento por deformação plástica a frio.

Assim como feito para o aço AISI 304, a composição química do aço AISI 409 é apresentada na tabela IV.3 após a análise obtida por via úmida. A especificação técnica desse material, em termos da composição química, é mostrada na tabela IV.4 (ASM HANDBOOK 2001b).

É possível observar que os teores dos elementos químicos identificados na tabela IV.4, assim como observado para o aço AISI 304, estão de acordo com a especificação técnica mostrada na tabela V.4.

Tabela IV.3 - Composição química do aço inoxidável AISI 409 (% em peso).

elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti
%	0,014	0,168	0,465	11,00	0,138	0,163

Tabela IV.4 - Especificação técnica do aço inoxidável AISI 409 (% em peso).

elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti
%	máximo 0,080	máximo 1,000	máximo 1,000	10,500 - 11,750	máximo 0,500	máximo 0,750

O acabamento do aço AISI 409 empregado neste trabalho foi do tipo 2D, como descrito pela norma ASTM A 480, indicando que o material foi laminado a frio, recozido e decapado. Nesse caso, a aparência do aço apresenta uma superfície cinza fosca.

O aço inoxidável 409, assim como os aços AISI 301, AISI 430 e AISI 434 é comumente utilizado em componentes mecânicos usados pela indústria automobilística (sistemas de exaustão de gases). Nessa condição de uso os aços inoxidáveis ferríticos aumentam a durabilidade do produto conformado, devido à elevada resistência à corrosão, quando comparado, por exemplo, aos ferros fundidos (ARCELOR MITTAL INOX BRASIL, 2006).

As chapas de aço AISI 409 utilizadas na estampagem dos dispositivos usados nos sistemas de exaustão de gases em motores de explosão apresentam peso inferior àquelas fabricadas a partir de outros aços, como os aços de médio e de alto teores de carbono.

De maneira análoga ao aço inoxidável AISI 304, o aço AISI 409 também foi utilizado no estado como recebido, na forma de chapa com dimensão inicial de 210mm x 297mm x 1mm. A laminação a frio e a tração uniaxial utilizadas para a caracterização mecânica e para a aplicação das sequências de carregamento necessárias às mudanças na trajetória de deformação também foram conduzidas na direção da laminação inicial, ou seja, a 0°DL.

4.2. Corpos de prova

Os corpos de prova usados para os ensaios de tração e de cisalhamento planar simples foram confeccionados a partir de uma mesma corrida dos aços AISI 304 e AISI 409. Para cada condição de ensaio mecânico foram utilizados 3 corpos de prova para verificar a repetição dos resultados. De forma análoga, 5 corpos de prova foram preparados para validar o comportamento mecânico distinto dos aços AISI 304 e AISI 409 na rota laminação/tração/tração, item 5.2.3.1 (Resultados).

4.2.1. Corpos de prova para tração uniaxial

Três modelos de corpos de prova não-entalhados para tração uniaxial, cortados na direção de laminação, foram utilizados neste trabalho.

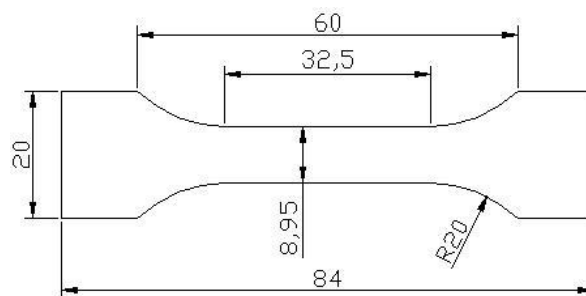
A figura 4.1 mostra as dimensões dos corpos de prova usados para a tração uniaxial das chapas dos aços AISI 304 e AISI 409.

As dimensões (comprimento total x largura total x espessura) dos três tipos de corpos de prova (A, B e C) foram de: 84mm x 20mm x t, (tipo A), 135mm x 17,5mm x t (tipo B) e 290mm x 130mm x t (tipo C).

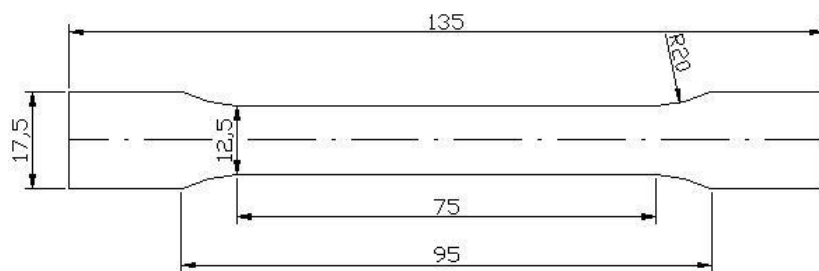
A espessura dos corpos de prova, t, variou em função da condição do material, sendo observados três estados básicos: como recebido, pré-deformado em laminação a frio de 0,06 (deformação efetiva na pré-deformação, ε_{et}) e por fim, pré-deformado em laminação a frio ($\varepsilon_{et} = 0,06$) seguido por tração de $\varepsilon_e = 0,06$ (ε_e acumulada de 0,12).

O corpo de prova tipo A mostrado na figura 4.1(a) foi dimensionado de maneira similar à executada por BATE (1993), sendo um corpo de prova fora do padrão das normas técnicas, assim como o corpo de prova tipo C (vide figura 4.1(c)). A opção de uso de corpos de prova tipo A e C fora dos padrões de normas técnicas foi necessária para a condução de ensaios subsequentes de tração uniaxial, como definido pela rota de carregamento 3, descrita no subitem 4.4.2.3.

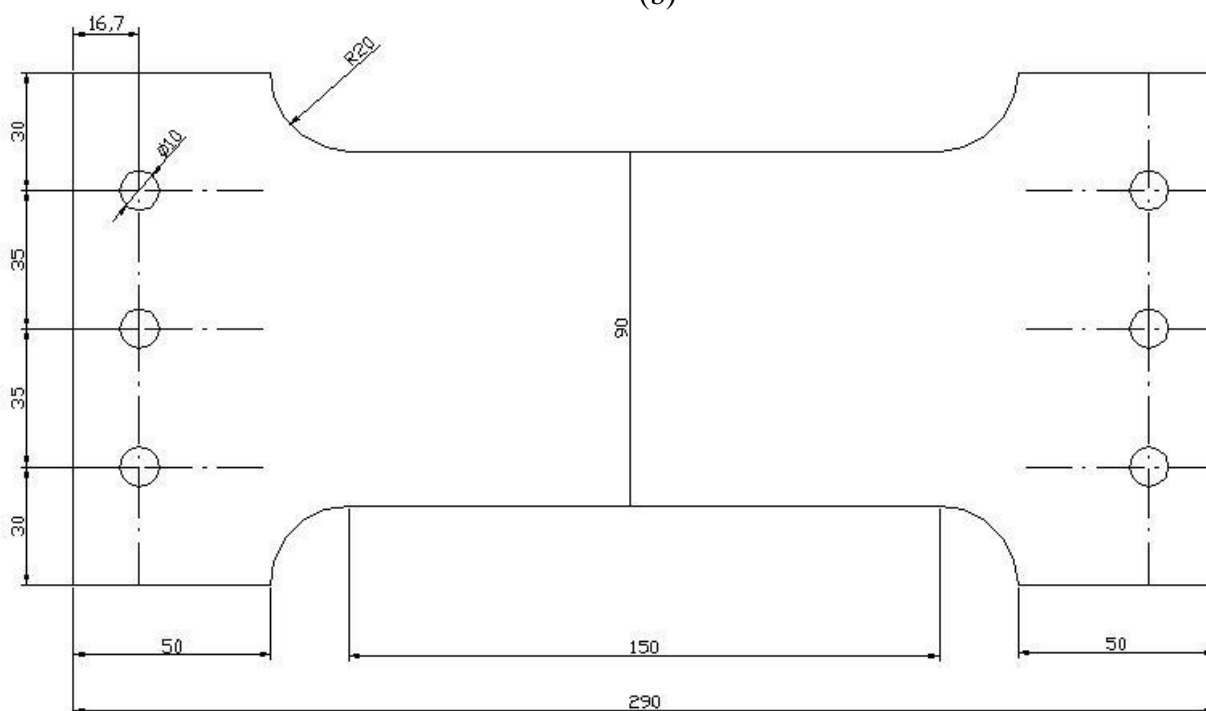
O corpo de prova tipo B, (figura 4.1(b)), foi confeccionado de acordo com a norma ISO 50, sendo as mesmas usadas para a caracterização mecânica e para o estudo do efeito do tipo de pré-deformação (vide item 4.5.1) no comportamento mecânico dos aços AISI 304 e AISI 409.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.1 – Corpos de prova para ensaio de tração uniaxial com diferentes tamanhos: (a) tipo A (84mm x 20mm x t); (b) tipo B (135mm x 17,5mm x t) e (c) tipo C (290mm x 130mm x t).

A figura 4.2 mostra a máquina Robofil 240 SL Charmilles que foi empregada para efetuar o corte submerso por eletroerosão a fio dos corpos de prova para tração uniaxial usados neste trabalho.



Figura 4.2 – Máquina para corte submerso por eletroerosão a fio Robofil 240 SL Charmilles.

Na figura 4.3(a) é mostrado um corpo de prova para tração uniaxial (tipo B, para o aço AISI 409) obtido mediante o corte por eletroerosão a fio enquanto a figura 4.3(b) mostra o resto de material após a execução deste corte.

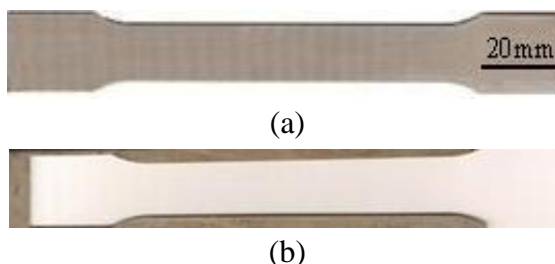


Figura 4.3 – (a) Corpo de prova para tração uniaxial (tipo B) obtido mediante corte por eletroerosão a fio e (b) sobra de material após o corte.

4.2.2. Corpo de prova para cisalhamento

Os corpos de prova para o ensaio de cisalhamento planar simples foram cortados com uso da Guilhotina Newton modelo GMN 1203 nº 90417 para um valor de comprimento igual a 50mm (L), largura total (w) de 15mm e largura efetiva submetida ao cisalhamento (b) de 3,5mm, como mostrado na figura 4.4. O valor da espessura das amostras, t, assim como observado para os corpos de tração uniaxial tipo A (vide figura 4.1(a)), também dependeu do estado prévio do material (como recebido ou pré-deformado em laminação seguido por tração uniaxial).

As dimensões dos corpos de prova para cisalhamento planar simples foram escolhidas para assegurar a homogeneidade na distribuição da tensão e deformação e impedir a flambagem durante a execução dos ensaios, condições essas imprescindíveis para a qualidade deste ensaio, RAUCH (1992). Deste modo, é recomendado que a razão entre o comprimento e a largura efetiva da amostra, L/b , seja maior que 10, utilizando-se neste caso, a razão $50/3,5 = 14,38$.

Analogamente, sugere-se que a razão entre a largura efetiva e a espessura da amostra, b/t , seja inferior a 10, sendo de $3,5/0,7 = 5,0$ e de $3,5/1 = 3,5$, para o aço inoxidável AISI 304 e para o aço AISI 409, respectivamente, na condição como recebido, BARLAT *et al.* (2003).

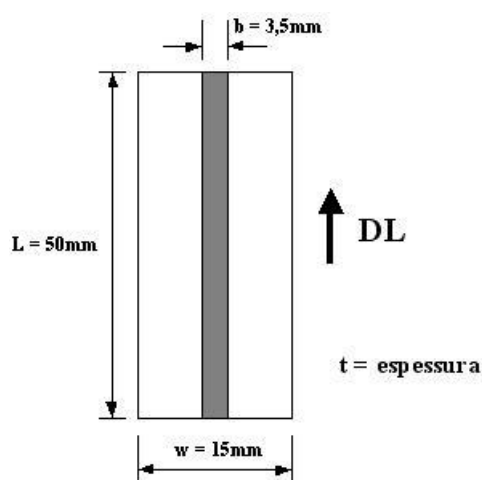


Figura 4.4 – Esquema do corpo de prova para ensaio de cisalhamento.

Os corpos de prova foram marcados para permitir a medição da deformação cisalhante ao término do ensaio. Assim, linhas horizontais, equidistantes de 5mm, foram desenhadas com uso de um apontador para a medição do deslocamento vertical, ΔL , e duas linhas verticais espaçadas de 3,5mm, para a delimitação da largura efetiva submetida ao ensaio de cisalhamento, b . Desta forma, foi possível efetuar a medição da deformação cisalhante, γ , (veja detalhes no item 4.9).

4.3. Caracterização dos materiais

4.3.1. Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural dos aços inoxidáveis 304N e 409, no estado como recebido, foi feita mediante observações por microscopia óptica (MO) – microscópio Leitz, e microscopia eletrônica de varredura MEV – microscópio JEOL-JMS 6360LV. A análise de precipitados foi realizada com uso da microssonda de feixe de elétrons Thermo Noram modelo Quest.

A preparação metalográfica foi conduzida de maneira usual, ou seja, com lixamento e polimento mecânicos, sendo executada para cada um dos materiais nos sentidos longitudinal e transversal. O ataque do aço inoxidável 409 foi feito com uso do reativo Vilella (1g ácido pícrico, 5ml ácido clorídrico concentrado e 100ml álcool etílico PA) e para o aço inoxidável 304N foi usado glicerrégia (10ml ácido nítrico, 20ml ácido clorídrico e 30ml glicerina).

A caracterização microestrutural mediante o uso de lixamento, polimento e ataque com reativo químico foi utilizada também para a medição do tamanho de grão na seção transversal dos aços inoxidáveis 304N e 409. Esta seção foi a escolhida porque foi a que apresentou os melhores resultados, em termos de análise visual, como será demonstrado no item 5.1.3.

4.3.2. Caracterização mecânica

A caracterização mecânica dos aços inoxidáveis 304N e 409 foi conduzida mediante a realização de ensaios de microdureza Vickers e de tração uniaxial, em chapas.

Os ensaios de microdureza Vickers foram conduzidos em uma máquina WPM Leipzig, com carga de 100gf para ambos os materiais, tempo de aplicação de 30s e número total de indentações de 10. Estes testes foram feitos para avaliar a homogeneidade dessa propriedade nos materiais.

Os ensaios de tração uniaxial foram utilizados para a caracterização mecânica dos materiais através do cálculo dos seguintes parâmetros de resistência mecânica e de ductilidade: tensão limite de escoamento (LE), tensão limite de resistência à tração (LR), alongamento total (AL), alongamento uniforme (AU) e alongamento não-uniforme (ANU). Deste modo, todos os corpos de prova para tração, tipo B (vide figura 4.1(b)), foram previamente marcados e tracionados até a fratura, segundo a norma ASTM E8.

A tensão limite de escoamento (LE) foi calculada considerando-se o valor da tensão em que a curva tensão convencional em função da deformação convencional desvia de uma deformação a partir da inclinação da região elástica por uma quantidade correspondente a 0,2% (0,002).

O valor da tensão limite de resistência à tração (LR) foi obtida através da divisão do valor da carga máxima obtida no ensaio, $F_{máx}$, [N], pela área inicial do corpo de prova, A_0 , ($w_0 \cdot t_0$), [mm²].

As amostras receberam dez marcações no verso, equidistantes 5mm, para o cálculo do alongamento total (AL). Após a fratura dos corpos de prova foi feita a medição da distância entre o primeiro e o último traços, sendo esses traços marcados previamente, pela justaposição do corpo de prova fraturado, conforme descrição contida na norma DIN 50125. Neste caso, o valor do comprimento útil (l), do corpo de prova de tração usado para os ensaios de caracterização mecânica foi de 75mm enquanto o comprimento inicial, l_0 , foi de 50mm. Este último valor do comprimento (l_0) foi utilizado para a medição do alongamento total sofrido pelos aços AISI 304 e AISI 409 após a fratura dos corpos de prova de tração (vide figura 4.5).

Nas situações em que o material apresenta a ruptura fora do terço médio do corpo de prova é necessário corrigir o método usado para o cálculo do alongamento total (AL). Neste caso, o procedimento a ser adotado, de acordo com a mesma norma, consiste na identificação do ponto mais próximo da ruptura. Em seguida, conta-se o número de divisões dividido por 2, que neste trabalho foi de $10/2 = 5$. Por fim, acrescenta-se ao comprimento do lado oposto o número de divisões necessário para completar as 5 divisões.

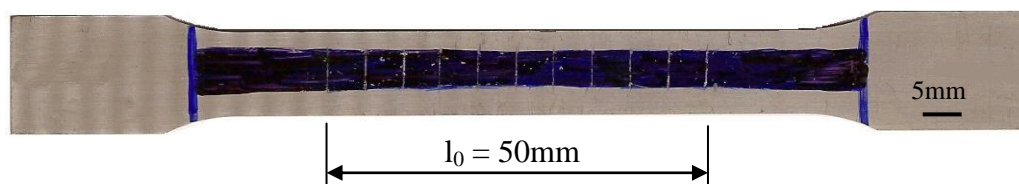


Figura 4.5 – Corpo de prova de tração (aço AISI 409) marcado para a medição do alongamento total (AL%).

O alongamento uniforme (AU) foi medido com uso do gráfico de tensão convencional (σ_c) em função da deformação convencional até o ponto de carga máxima, antes, portanto, do início da instabilidade plástica, figura 4.6. No ponto de tensão máxima foi traçada uma paralela à região elástica da curva e medido no eixo da abscissa, o valor correspondente ao alongamento uniforme. Já o alongamento não-uniforme (ANU) foi obtido através da diferença entre os alongamentos total e uniforme.

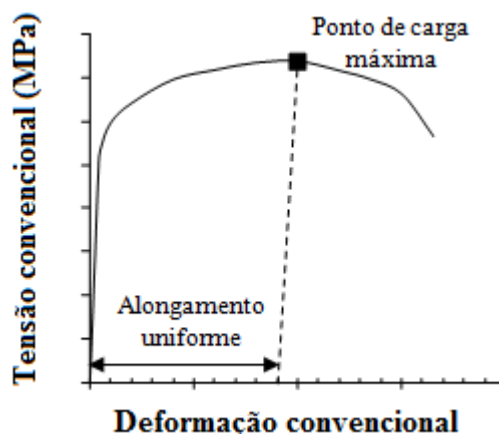


Figura 4.6 – Curva tensão convencional – deformação convencional, exibindo o método usado para a medição do alongamento uniforme.

Os coeficientes de encruamento (n) dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 409 foram calculados de acordo com a definição de ZANDRAHIMI *et al.* (1989). Estes autores consideram que a instabilidade plástica tem início quando a taxa de encruamento, $\theta = d\sigma/d\varepsilon$, multiplicada pelo inverso da tensão ($1/\sigma$) é inferior à unidade. Deste modo, o valor do coeficiente de encruamento, n , refere-se ao valor da deformação efetiva onde essa condição de instabilidade plástica tem início, como mostrado pela figura 4.7.

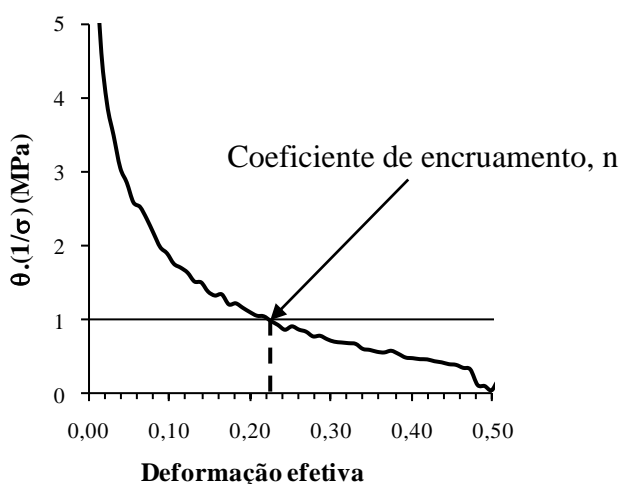


Figura 4.7 – Descrição do método utilizado para o cálculo do coeficiente de encruamento, n .

Outro parâmetro importante para a caracterização mecânica dos materiais é a anisotropia plástica. Esse parâmetro foi obtido através do cálculo dos coeficientes R de Lankford a 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação, R_{0° , R_{45° e R_{90° , respectivamente. Esses coeficientes são conhecidos como fatores de anisotropia e relatam a embutibilidade de um material. O cálculo desses fatores considera a razão da

deformação verdadeira na largura, ε_w , pela deformação verdadeira na espessura, ε_t em uma região de alongamento uniforme de um ensaio de tração uniaxial, equação (4.1).

$$R_{\Theta} = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (4.1)$$

O valor de R indica a resistência de perda da espessura, sendo seu valor uma função da direção e da quantidade de deformação em que é medido. A medição de R é normalmente feita para um alongamento de 0,10, 0,15 ou 0,20 (ASM HANDBOOK, 2001a).

Neste trabalho, os valores de R_{0° , R_{45° e R_{90° foram obtidos com uso de um corpo de prova de tração tipo B (vide figura 4.1(b)) deformado até um valor de deformação de 0,12, antes do ponto de carga máxima. Considerando a lei de conservação de volume, a equação usada para o cálculo dos fatores de anisotropia foi baseada na medição da deformação na largura (ε_w) e no comprimento (ε_l) equação 4.2.

$$R_{\Theta} = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = - \frac{\varepsilon_w}{(\varepsilon_l + \varepsilon_w)} \quad (4.2)$$

Após a medição dos coeficientes de anisotropia a 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação, foram calculados os valores de anisotropia normal média (R_m) e da anisotropia planar (ΔR), como definido pelas equações 4.3 e 4.4, respectivamente.

$$R_m = (R_{0^\circ} + 2R_{45^\circ} + R_{90^\circ}) / 4 \quad (4.3)$$

$$\Delta R = (R_{0^\circ} - 2R_{45^\circ} + R_{90^\circ}) / 2 \quad (4.4)$$

O valor de ΔR é uma medida da variação de R no plano da chapa e determina a extensão do fenômeno de orelhamento (*earing*). Já o valor de R_m influencia a profundidade média possível de ser obtida em uma operação de estampagem profunda (*deep drawing*). Valores diferentes de R_{0° , R_{45° e R_{90° indicam que o material analisado possui anisotropia planar (ΔR).

Uma condição comum de estampagem recomenda que o material apresente um valor elevado de R_m , pois esse número indica a resistência ao afinamento da chapa. Outra condição importante considera que o produto referente à multiplicação do valor da anisotropia normal média (R_m) pelo valor do coeficiente de encruamento (n) seja o maior possível (DIETER, 1981).

4.3.3. Identificação de fases por difração de raios-X (aço AISI 304)

As análises por difração de raios-X foram realizadas nas amostras do aço inoxidável 304N para investigar a ocorrência das martensitas ϵ e α' , em função das sequências de carregamento mecânico utilizadas neste trabalho. O objetivo dessas análises foi avaliar a possível relação entre a presença desses constituintes e o comportamento mecânico macroscópico detectado pelas curvas tensão-deformação apresentadas pelo aço inoxidável 304N após as sucessivas mudanças na trajetória de deformação.

Desta maneira, o difratograma do aço AISI 304, no estado como recebido (sem deformação plástica), foi comparado com os difratogramas deste mesmo material após as alterações na trajetória de deformação.

A caracterização por difração de raios-X foi feita com uso do equipamento Phillips DW1710 com radiação $\text{Cu-K}\alpha$ e um monocromador de grafite. As amostras foram cortadas de acordo com a região de interesse e posteriormente submetidas ao processo de decapagem em uma solução com a seguinte composição: 15ml de ácido clorídrico, 10ml de ácido acético, 5ml de ácido nítrico e 2 gotas de glicerina.

A decapagem foi executada para eliminar os possíveis efeitos do corte das chapas que poderiam induzir a transformação de fases no aço inoxidável 304N, sendo o tempo de contato das amostras com o líquido de 30 minutos e o ângulo de varredura usado nas investigações de $10,1^\circ$ a $110,1^\circ$, com passo de $0,020^\circ/\text{s}$.

A identificação das fases foi feita através da comparação dos difratogramas obtidos com o padrão de difração para o aço inoxidável AISI 304. A estimativa da quantidade relativa das fases martensíticas ϵ e α' foi realizada com uso da técnica de intensidades integradas, baseada no cálculo das áreas referentes aos picos de intensidade das fases detectadas nos difratogramas do aço AISI 304 com uso do software comercial OriginPro 8.0.

4.4. Procedimento experimental

A figura 4.8 mostra o fluxograma resumido do procedimento experimental utilizado neste trabalho.

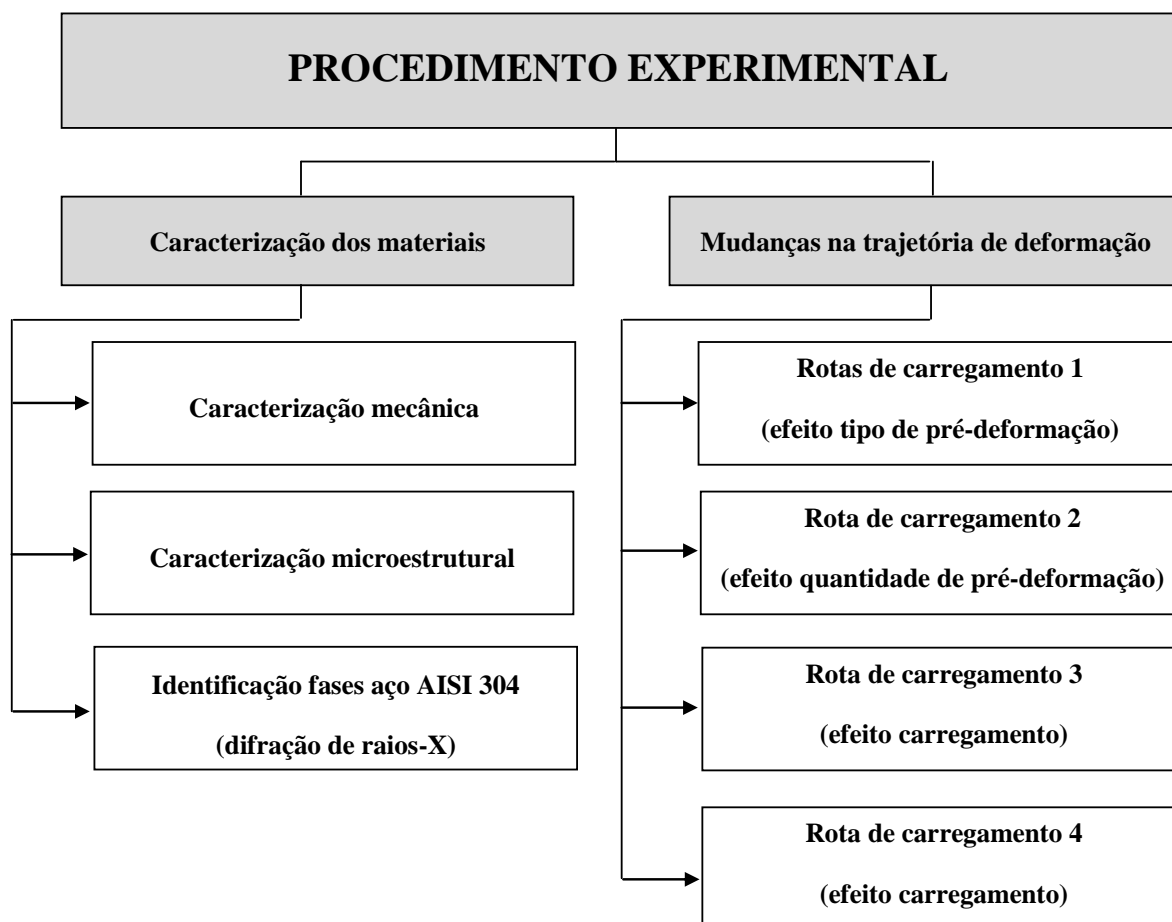


Figura 4.8 – Fluxograma do procedimento experimental.

O trabalho pode ser dividido em duas etapas: a caracterização dos materiais, envolvendo análises por microscopia óptica, ensaios de tração para a identificação das principais propriedades mecânicas e identificação das fases do aço AISI 304 por difração de raios-X em função das rotas de carregamento aplicadas a esse material.

A segunda etapa deste estudo compreendeu a execução de quatro rotas de carregamento mecânico para o estudo da influência do tipo e da quantidade de pré-deformação, além do modo de deformação plástica no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409. As mudanças dos modos de deformação plástica foram obtidas através da combinação de esforços compressivo-cisalhantes (laminação), de tração e de cisalhamento, variando-se o ângulo entre as etapas de deformação plástica, desde 0°, 45°, 90° e 135°, em relação à direção do carregamento anterior.

Desta maneira, sete valores diferentes para o parâmetro “ α ” foram obtidos: 1,00; -0,50; 1,00; 0,87, 0,78, 0,50 e 0,00.

Os termos rota de processamento mecânico e sequência de carregamento serão utilizados com frequência a partir deste ponto do trabalho. Deste modo, é conveniente definir as diferenças entre os mesmos. O primeiro termo, rota de carregamento, é utilizado para indicar quais os tipos de esforços mecânicos que são aplicados aos aços AISI 304 e AISI 409 durante as mudanças na trajetória de deformação desses materiais, como por exemplo, a rota laminação/cisalhamento.

Sequência de carregamento, por sua vez, consiste numa condição de carregamento mecânico originária de uma rota de carregamento. Neste caso, a quantidade de deformação efetiva em cada etapa de deformação, assim como o ângulo entre as sucessivas etapas de deformação plástica são identificados pelos números expressos em percentual e em unidade de ângulo (grau), respectivamente. Como exemplo, pode-se citar a sequência laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}, consistindo na pré-deformação em laminação a frio de 0,06 de deformação efetiva (6%), acompanhada pelo ensaio de cisalhamento na mesma direção do esforço anterior (0°).

4.4.1. Ensaios mecânicos

4.4.1.1. Laminação a frio

A laminação a frio das amostras dos aços AISI 304 e AISI 409 foi conduzida no laminador Fröhling mostrado na figura 4.9 com uso de cilindros de laminação com 200mm de diâmetro, velocidade de laminação ajustada de 6,25m/min e taxa de deformação para os aços inoxidáveis de aproximadamente $0,003s^{-1}$. A magnitude da deformação efetiva aplicada aos dois aços inoxidáveis foi de 0,06, sendo conduzida na direção da laminação original da chapa. Esse modo de deformação plástica foi utilizado nas rotas de carregamento 1, 3 e 4.



(a)



(b)

Figura 4.9– Laminador Fröhling: (a) vista lateral e (b) vista frontal.

4.4.1.2. Ensaio de tração uniaxial

O ensaio de tração uniaxial em chapas metálicas foi realizado na máquina de ensaios Instron 5582 com uso do extensômetro Instron modelo 2630-100 com 50mm de abertura máxima, célula de carga de 100kN e sistema computadorizado de controle e aquisição de dados Merlin, figura 4.10.



Figura 4.10 – Máquina de ensaios Instron 5582.

A taxa de deformação inicial empregada em todos os ensaios de tração foi de $1.10^{-3}s^{-1}$, sendo a velocidade do cabeçote da máquina de ensaios (v) calculada em função do valor do comprimento útil (l) de cada um dos modelos de corpos de prova de tração, como mostrado pela equação (4.5).

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{60.l} \quad (4.5)$$

A tabela IV.5 exibe o valor da velocidade do cabeçote da máquina de ensaios (mm/min) em função das dimensões dos corpos de prova de tração uniaxial.

Tabela IV.5 - Velocidade do cabeçote da máquina de ensaios em função da dimensão do corpo de prova.

Dimensões dos corpos de prova	Comprimento útil do corpo de prova [mm]	Velocidade cabeçote máquina [mm/min]
84mm x 20mm x t	32,5	1,9
135mm x 17,5mm x t	75,0	4,5
290mm x 130mm x t	150,0	9,0

Os ensaios de tração com uso dos corpos de prova tipos A e B foram executados com os dispositivos convencionais (garras de tração) da máquina de ensaios Instron 5582. Contudo, para a realização dos testes de tração com uso dos corpos de prova tipo C (vide figura 4.1(c)) a máquina de ensaios Instron foi necessário adaptar à máquina, um dispositivo construído para a realização do ensaio de tração em corpos de prova com 130mm de largura total (figura 4.11).

Este dispositivo foi construído com aço ferramenta, H13, sendo o mesmo dimensionado para a condução de ensaios de tração em corpos de prova com espessura máxima de 1,16mm para o aço AISI 304 e de até 2,10mm de espessura para o aço AISI 409.

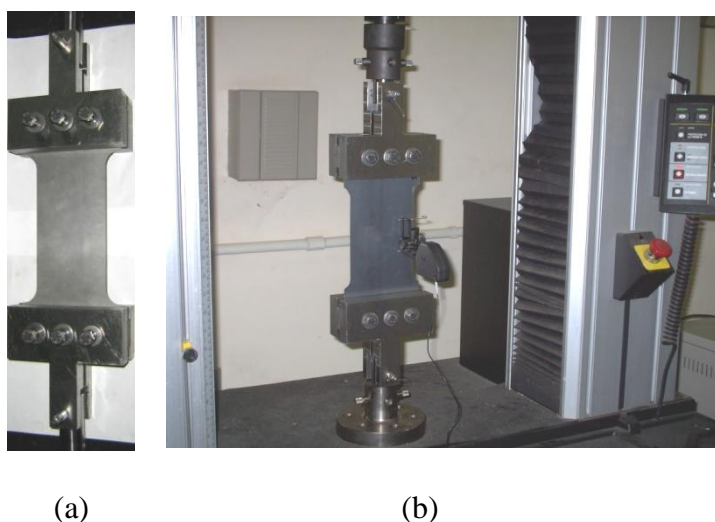


Figura 4.11 – Dispositivo usado para o ensaio de tração uniaxial nos corpos de prova tipo C: (a) corpo de prova de tração fixado junto ao dispositivo e (b) dispositivo montado na máquina de ensaios Instron 5582.

Para a fixação do corpo de prova de tração ao dispositivo mostrado na figura 4.11 foram utilizadas limas e parafusos, enquanto a união deste dispositivo à máquina de ensaios foi feita mediante o uso de pinos e de uma junta com o formato cilíndrico, como exibido na figura 4.12.

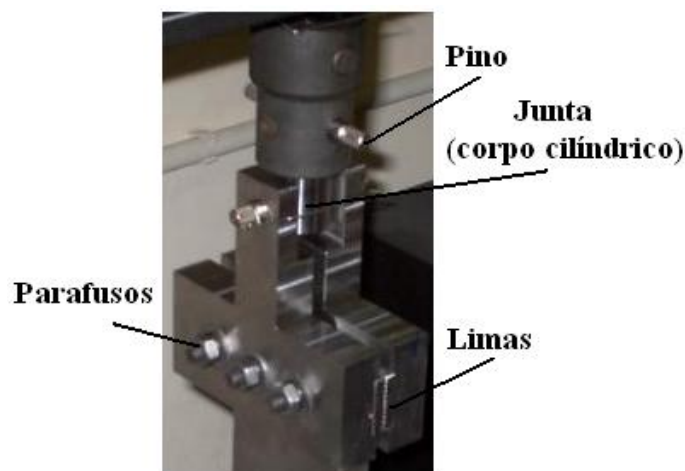


Figura 4.12 – Identificação dos componentes usados na fixação do corpo de prova ao dispositivo de tração.

4.4.1.3. Ensaio de cisalhamento

O ensaio de cisalhamento planar simples foi executado com uso da garra de cisalhamento adaptada à máquina de ensaios Instron 5582, como exibido na figura 4.13. Neste ensaio foi usado o extensômetro Instron modelo 2630-100 com 50mm de abertura máxima.



(a)



(b)

Figura 4.13 – (a) Esquema da garra de cisalhamento planar simples (b) dispositivo montado na máquina de ensaios Instron 5582.

O ensaio de cisalhamento planar simples foi empregado nas rotas de carregamento 1, 2 e 4. Nessas sequências, a taxa de deformação utilizada foi de $1.10^{-3} s^{-1}$, sendo a velocidade do cabeçote da máquina de ensaios determinada de acordo com a equação (4.6).

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{60.b.F} \quad (4.6)$$

Nesta equação, F representa um número empregado para a conversão das curvas de tensão cisalhante – deformação cisalhante em curvas de tensão efetiva – deformação efetiva. Três valores de F foram testados: $F= 1,73$, segundo o critério de von Mises; $F = 1,84$, fator que representa uma estimativa da razão dos fatores de Taylor, em tração (esforço de referência) e em cisalhamento (RAUCH 1992) e por fim, $F = 2,00$, representando o critério de conversão de Tresca. A escolha dos valores de F para cada um dos materiais testados é descrita a seguir.

Após a marcação dos corpos de prova para cisalhamento planar simples, os mesmos foram fixados à garra de cisalhamento com uso do torquímetro Gedore Torcofix-K Rahsol (20-200N.m) ajustado para 40N.m.

A deformação cisalhante, γ , alcançada pelo corpo de prova ao término do ensaio é mostrada na figura 4.14(a), consistindo na razão do deslocamento vertical (ΔL) pela largura efetiva (b), como descrito pela equação (4.7). Os valores de ΔL e de b foram obtidos com uso do projetor de perfis Mitutoyo modelo PJ 311. A figura 4.14(b) mostra a imagem do corpo de prova de cisalhamento obtido com uso deste equipamento.

$$\gamma = \frac{\Delta L}{b} \quad (4.7)$$

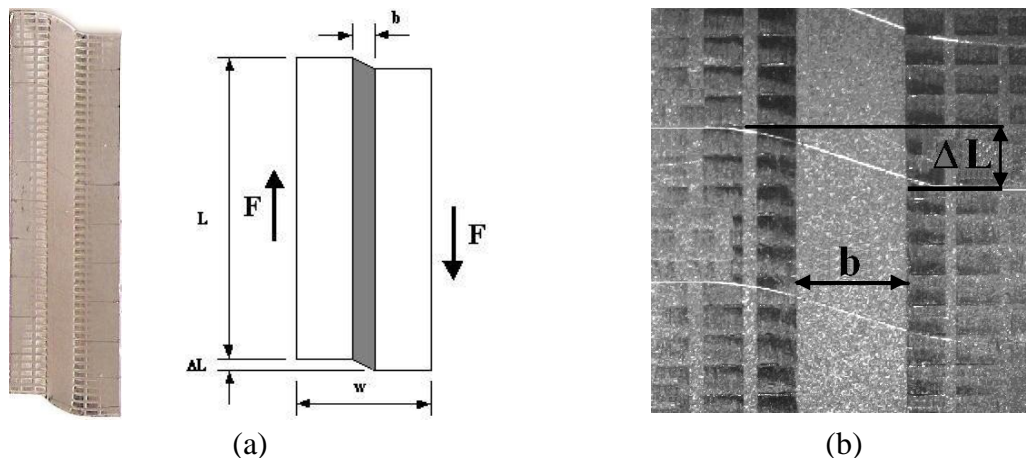


Figura 4.14 – (a) Esquema do corpo de prova de cisalhamento deformado e (b) descrição dos parâmetros ΔL e b usados para a medição da deformação cisalhante.

No entanto, o valor encontrado para a deformação cisalhante refere-se à deformação final assumida pelo corpo de prova. Para a construção da curva tensão cisalhante – deformação cisalhante foi necessário calcular os valores de tensão e deformação cisalhantes com os dados fornecidos pela máquina de ensaios.

A deformação cisalhante obtida com os dados da máquina, γ_{maq} , foi calculada através dos valores de deformação informados pelo extensômetro (abertura máxima de 50mm) e da largura efetiva do corpo de prova, b , de acordo com o exposto pela equação (4.8).

$$\Delta L = \frac{\text{Deformação extensômetro [\%]} \cdot 50}{100 \cdot b} \quad (4.8)$$

Assim, o último valor de γ_{maq} deverá coincidir com o valor encontrado para a deformação cisalhante, γ , medida com uso do projetor de perfis. No entanto, o valor da deformação cisalhante calculada com os dados da máquina, γ_{maq} , tende a ser maior que aquele calculado com o auxílio do projetor de perfis, γ . Isso ocorre devido a possíveis erros durante a fixação do extensômetro ao dispositivo usado para o ensaio de cisalhamento e à heterogeneidade da deformação cisalhante ocasionada pela fixação do corpo de prova ao dispositivo de ensaio.

Considerando a possibilidade de erros eventuais, pode-se utilizar um fator de correlação, Q , para tornar verdadeira a relação mostrada na equação (4.9). O ensaio é considerado válido para valores de Q situados entre 0,85 e 1,00 (RAUCH 1992).

$$\gamma_{maq} = Q \cdot \gamma \quad (4.9)$$

A tensão cisalhante, τ [MPa], foi calculada de acordo com a equação (4.10), ou seja, dividindo-se o valor de carga, P [N] pela área cisalhada, $L \cdot t$ [mm²].

$$\tau = P / (L \cdot t) \quad (4.10)$$

Após a determinação dos valores de tensão e de deformação cisalhantes, calculam-se os valores da tensão efetiva (σ_e) e da deformação efetiva (ϵ_e), com a utilização dos fatores F , utilizando-se as equações (4.11) e (4.12), respectivamente.

$$\sigma_e = \tau \cdot F \quad (4.11)$$

$$\epsilon_e = \gamma / F \quad (4.12)$$

A escolha do fator F , para cada material, foi baseada no número que ocasionou a maior aproximação da curva de tensão cisalhante – deformação cisalhante convertida em curva de tensão efetiva – deformação efetiva com a respectiva curva do ensaio de referência (tração).

Considerando isso, a figura 4.15 mostra as curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o aço AISI 304 (figura 4.15(a)) e para o aço AISI 409 (figura 4.15(b)) obtidas após

a conversão das curvas de tensão cisalhante – deformação cisalhante com uso dos fatores F iguais a 1,73 (von Mises), 1,84 e 2,00 (Tresca).

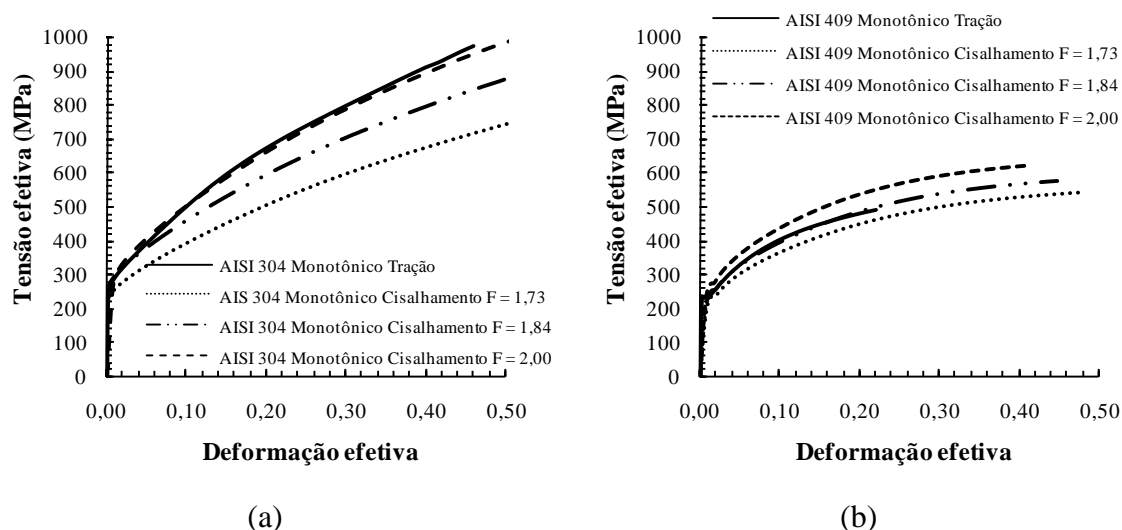


Figura 4.15 – Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para os carregamentos monotônicos em tração e em cisalhamento em função dos fatores de conversão F para: (a) aço AISI 304 e (b) aço AISI 409.

A escolha dos fatores F para a realização dos testes foi feita mediante os resultados encontrados em estudos anteriores realizados com aços de baixo teor de carbono (RAUCH 1992), situação essa em que o fator F igual a 1,84 foi o mais adequado para a conversão das curvas de tensão cisalhante – deformação cisalhante em tensão efetiva – deformação efetiva.

A análise das figuras 4.15(a) e 4.15(b) indicam que o uso do fator $F = 2,00$ (critério de Tresca) para o aço AISI 304 e $F = 1,84$ para o aço AISI 409, foram os índices que permitiram a maior aproximação das curvas de fluxo referentes aos carregamentos monotônicos em tração e em cisalhamento, permitindo assim, a conversão da tensão e da deformação cisalhantes em tensão e em deformação efetivas.

Como afirmado anteriormente, a opção de uso do fator F igual a 1,84 para o aço AISI 409 foi coerente com os resultados encontrados por RAUCH (1992) em aços de baixo teor de carbono.

Para o aço inoxidável 304N, não há dados disponíveis em literatura que possam ser comparados com os resultados encontrados neste trabalho.

4.4.2 Rotas de carregamento

Para analisar a influência das mudanças na trajetória de deformação e suas variáveis inerentes, tais como o tipo e a quantidade de pré-deformação e o modo de deformação plástica, no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409, foram escolhidas quatro rotas de carregamento, envolvendo a combinação de esforços compressivos-cisalhantes (laminação a frio), de tração e de cisalhamento. Essas rotas são apresentadas nos próximos sub-itens deste trabalho.

4.4.2.1 Rotas de carregamento 1: laminação/cisalhamento e tração/cisalhamento

Na rota de carregamento 1, os aços inoxidáveis 304N e 409 foram pré-deformados em laminação a frio e em tração uniaxial de $\varepsilon_{et} = 0,06$ (deformação externa ou pré-deformação). Em seguida, esses materiais foram deformados monotonicamente em cisalhamento, na mesma direção de aplicação dos esforços mecânicos utilizados na pré-deformação, ou seja, na direção de laminação das chapas, 0° DL.

O objetivo da primeira rota de carregamento mecânico foi verificar o efeito do tipo de pré-deformação (em tração e em laminação) no comportamento mecânico (encruamento) dos aços AISI 304 e AISI 409.

Diante disso, corpos de prova para tração do tipo B (vide figura 4.1(b)) foram cortados na direção de laminação para serem pré-deformados de 0,06 (deformação verdadeira). Em seguida, corpos de prova para cisalhamento monotônico foram retirados do material previamente tracionado. A variação do ângulo entre os carregamentos sucessivos (Θ) de tração e cisalhamento foi de 0°, ou seja, o ensaio de cisalhamento foi feito na mesma direção da tração, conduzindo à sequência de carregamento conhecida como ortogonal, (RAUCH, 1992), em que "α" é igual a 0,00.

A segunda condição de deformação plástica dessa rota de carregamento compreendeu a pré-deformação em laminação a frio das chapas dos aços AISI 304 e AISI 409 até 0,06 de deformação efetiva em laminação a frio, acompanhada por cisalhamento monotônico na mesma direção da laminação.

A deformação efetiva em laminação foi calculada de acordo com a relação descrita por HUNDY e SINGER (1954, 1955), descrita pela equação (4.13).

$$\varepsilon_{lam} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{t_0}{t_f} \right) \quad (4.13)$$

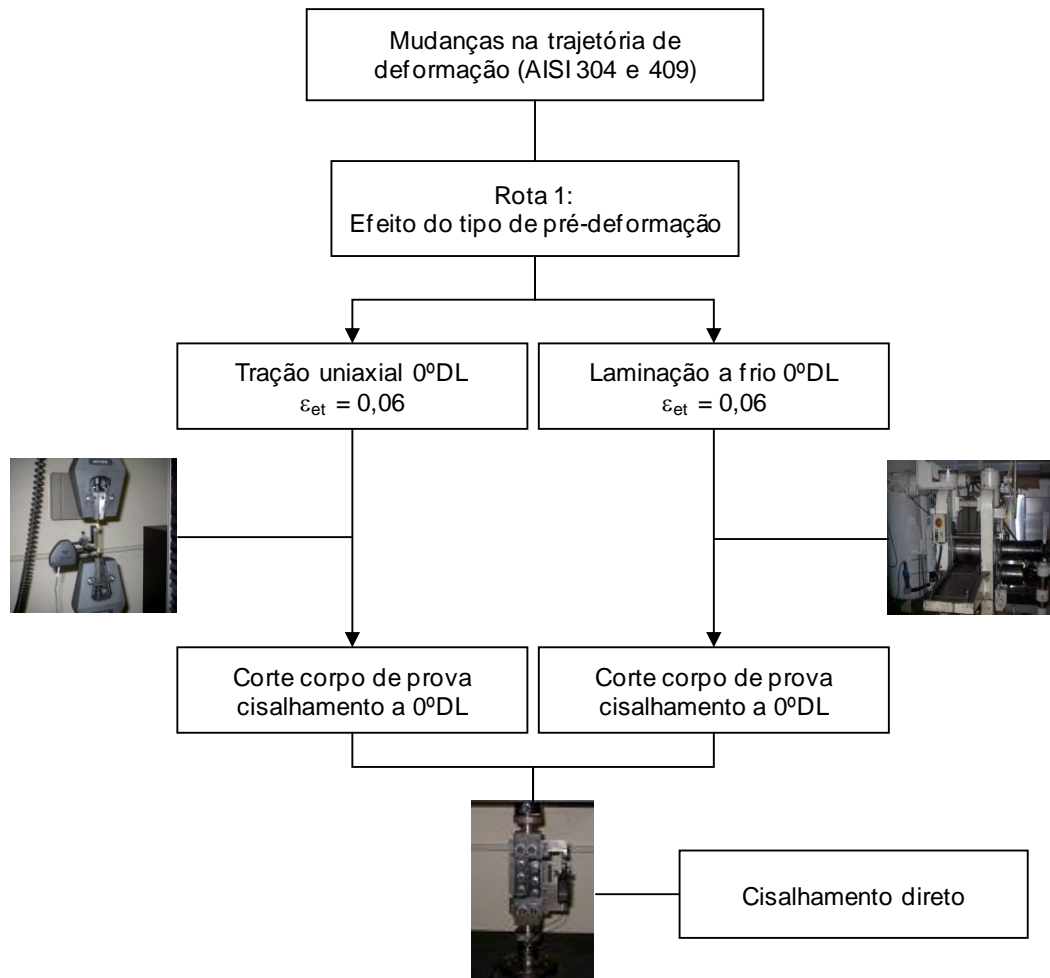
onde:

t_0 = espessura inicial da chapa, [mm], sendo t_0 igual a 0,70mm para o aço AISI 304 e 1,00 para o aço AISI 409;

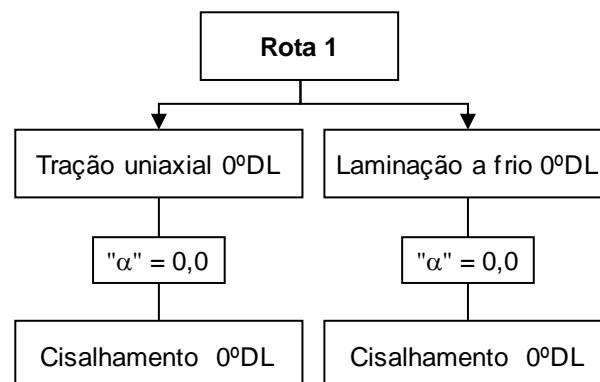
t_f = espessura final da chapa, [mm].

A última etapa da rota de carregamento 1 consistiu na retirada de corpos de prova para cisalhamento monotônico após a laminação a frio dos materiais, sendo todos os corpos de prova cortados na mesma direção da laminação, $\Theta = 0^\circ$.

A figura 4.16 mostra o fluxograma dessa rota de carregamento e a variação do parâmetro “ α ” durante a execução dos ensaios. No início desse fluxograma é descrito o objetivo da mudança na trajetória nessa rota de processamento mecânico, como destacado anteriormente, ou seja, o efeito do tipo de pré-deformação no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409.



(a)



(b)

Figura 4.16 – (a) Fluxograma rota 1 e (b) respectivos valores do parâmetro “ α ”.

4.4.2.2 Rota de carregamento 2: cisalhamento direto/cisalhamento reverso

A segunda rota de carregamento compreendeu a realização de ensaios do tipo Bauschinger através da combinação dos testes de cisalhamentos direto e reverso. O objetivo foi analisar o efeito da quantidade de pré-deformação no encruamento subsequente dos aços AISI 304 e AISI 409, como escrito no fluxograma referente a essa rota de processamento (figura 4.17(a)), enquanto a figura 4.17(b) indica o valor do parâmetro " α " para essa rota de carregamento mecânico .

Os materiais foram deformados em cisalhamento direto (monotônico) de 0,06 e 0,12 de deformação efetiva, ϵ_e , e em seguida, o cisalhamento reverso (sentido oposto) foi conduzido nas amostras pré-deformadas. A inversão do sentido de deformação (cisalhamento direto e reverso) foi obtida através da mudança do sentido de movimentação da garra de cisalhamento.

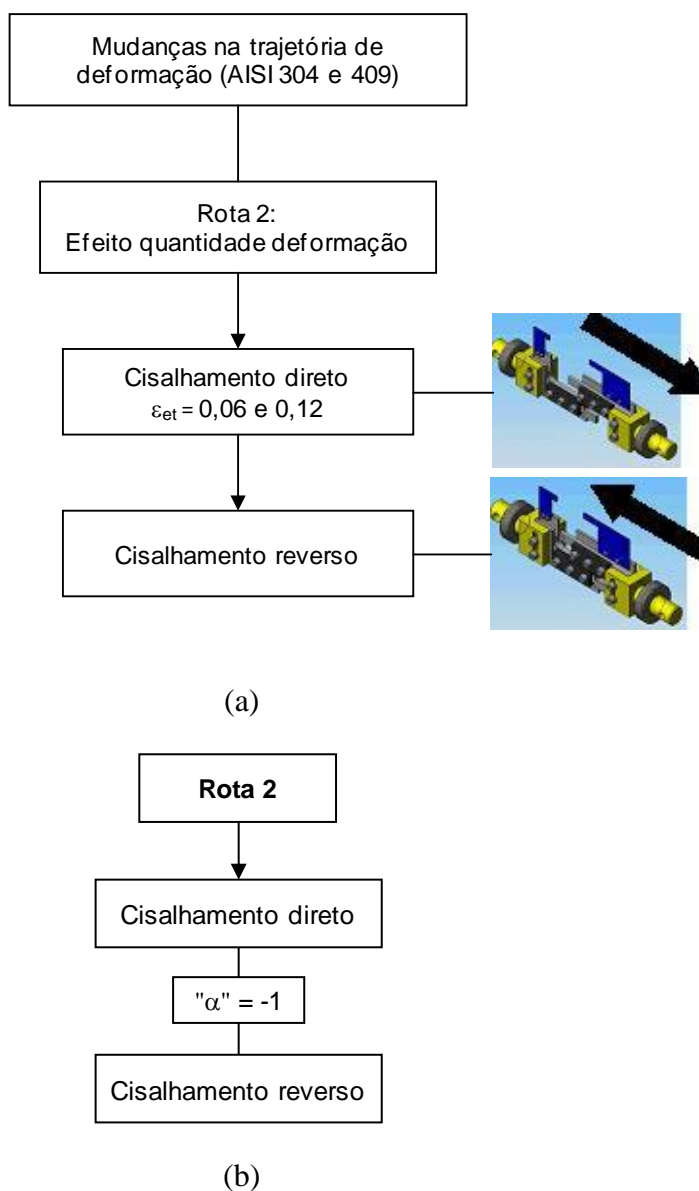


Figura 4.17 – (a) Fluxograma rota 2 e (b) respectivos valores do parâmetro “ α ”.

4.4.2.3 Rota de carregamento 3: laminação/tração/tração

A rota 3 foi composta por três etapas de deformação plástica: laminação a frio, tração e novamente, tração, sendo esse último esforço conduzido a 0° , 45° e a 90° em relação à direção da primeira tração. Desta forma, os aços AISI 304 e AISI 409 foram pré-deformados em laminação a frio de 0,06 e em seguida, tracionados com uso de corpos de prova de tração tipo C (vide figura 4.1(c)) até 0,06 de deformação efetiva.

Neste caso, o primeiro teste de tração foi realizado na mesma direção da laminação, sendo o valor do ângulo Θ igual a 0° . Essa combinação de laminação a frio e de tração, na direção original da chapa, foi comum às rotas 3 e 4 (veja item 4.5.4).

Para o cálculo do parâmetro “ α ” referente à sequência laminação_{6%}/tração_{6%} foi necessário calcular o fator de anisotropia, R_{0° . Desta forma, ensaios de tração uniaxial com uso do corpo de prova tipo B (vide figura 4.1(b)) foram realizados para análise da anisotropia das chapas de aços AISI 304 e AISI 409, sendo os testes conduzidos na direção da laminação original da chapa, 0° DL.

Após o cálculo dos fatores de anisotropia dos aços AISI 304 e AISI409 foi possível avaliar a severidade da mudança na trajetória de deformação durante a sequência laminação_{6%}/tração_{6%} através do cálculo de “ α ” de acordo com a equação (4.14).

Considerando que o ângulo entre a laminação e a tração subsequente, Θ , foi de 0° , utilizou-se o valor de R_{0° na equação (4.6), LOPES (2001).

$$\alpha_{\text{laminação/tração}} = \frac{\cos^2(\Theta) - \frac{R_\Theta}{1+R_\Theta} \cdot \sin^2(\Theta) + \frac{1}{1+R_\Theta}}{\sqrt{2} \cdot \sqrt{1 + \left(\frac{R_\Theta}{1+R_\Theta}\right)^2 + \left(\frac{1}{1+R_\Theta}\right)^2}}$$

O último estágio da rota 3 (esforço de tração uniaxial, identificado em negrito, laminação/tração/**tração**), compreendeu a retirada de novos corpos de prova para tração, tipo A (vide figura 4.1(a)), em três direções em relação à direção da tração anterior e tração prévia: 0° (“ α ” = 1), 45° (“ α ” = 0,5) e 90° (“ α ” = 0).

A figura 4.18(a) mostra o esquema dessa rota de carregamento e a figura 4.18(b) a variação do parâmetro “ α ” durante a execução dos ensaios mecânicos.

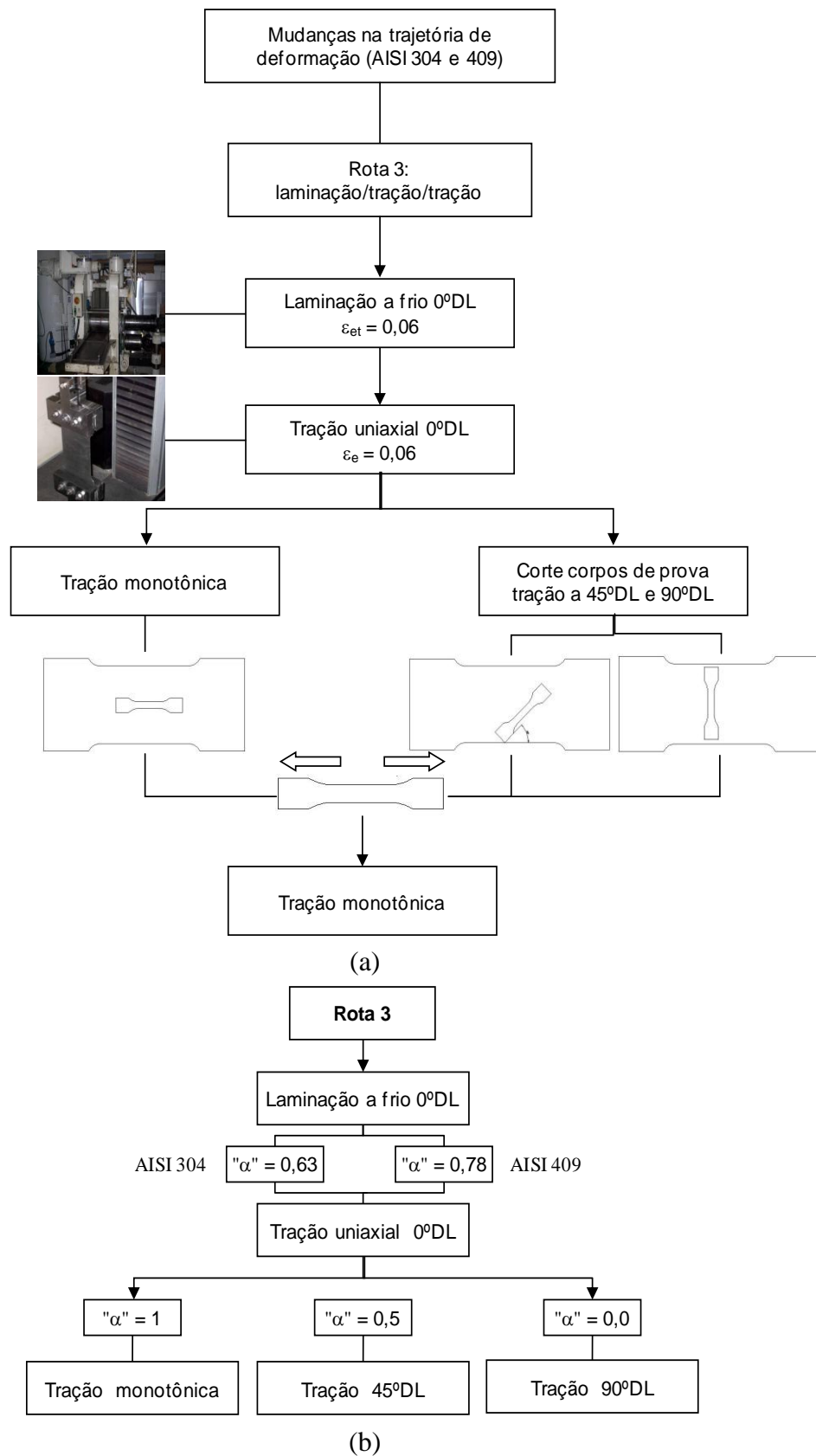


Figura 4.18 – (a) Fluxograma rota 3 e (b) respectivos valores do parâmetro "α".

4.4.2.4 Rota de carregamento 4: laminação/tração/cisalhamento

O procedimento inicial para esta última rota de carregamento mecânico, como afirmado anteriormente, foi igual ao utilizado para a condução da rota 3, ou seja, os aços AISI 304 e AISI 409 foram pré-deformados em laminação a frio de ε_{et} igual a 0,06, acompanhada por tração uniaxial com a mesma quantidade de deformação efetiva, 0,06.

Por fim, os aços foram deformados em cisalhamento monotônico em direções diferentes em relação à direção do esforço de tração: $\Theta = 0^\circ$ (“ α ” = 0), $\Theta = 45^\circ$ (“ α ” = 0,5) e $\Theta = 135^\circ$ (“ α ” = -0,5).

A figura 4.19(a) mostra, de maneira semelhante à figura 4.18(a), o esquema da rota de processamento 4, enquanto a figura 4.19(b) apresenta a variação do parâmetro “ α ” ao longo dessa rota de carregamento mecânico.

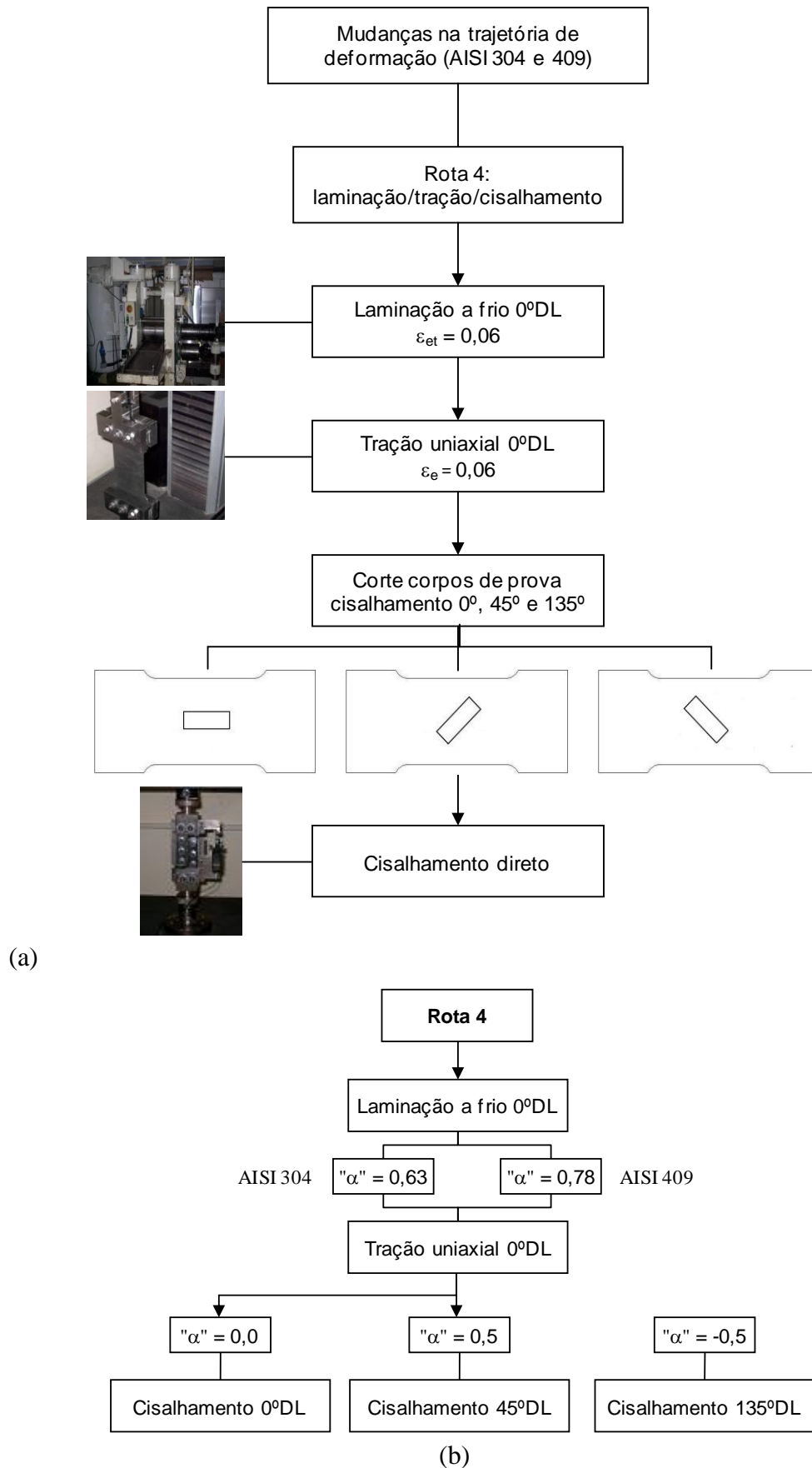


Figura 4.19 – (a) Fluxograma rota 4 e (b) respectivos valores do parâmetro “ α ”.

4.5. Ductilidade versus mudanças na trajetória de deformação

O efeito das mudanças sucessivas na trajetória de deformação na ductilidade dos aços AISI 304 e AISI 409 foi avaliado através do cálculo da deformação residual uniforme, ε_{ur} , (CORRÊA 2004).

Neste caso, comparou-se a deformação uniforme (ε_u) apresentada pelos aços AISI 304 e AISI 409 quando na condição de carregamento monotônico em tração, com o valor da deformação efetiva até o início da instabilidade plástica após a mudança na trajetória de deformação, ou seja, a deformação residual uniforme (ε_{ur} que consiste na quantidade de deformação efetiva em que a taxa de encruamento (θ) multiplicada pelo inverso do valor da tensão (σ) é menor que 1), subtraído da deformação externa, ε_{et} (valor da pré-deformação).comum à sequência de carregamento aplicada aos aços inoxidáveis.

Deste modo, a deformação residual uniforme foi calculada de acordo com a equação (4.15).

$$\varepsilon_{ur} = \varepsilon_u - \varepsilon_{et} \quad (4.15)$$

A definição da ductilidade residual uniforme é baseada na aplicação de um único tipo de esforço mecânico. Desta forma, considerando que o material seja submetido ao mesmo modo de deformação plástica durante a pré-deformação e o carregamento subsequente, a previsão da deformação residual obedece à curva teórica. O traçado dessa curva, curva teórica, é feito através da marcação do valor da deformação uniforme nos dois eixos da curva deformação residual uniforme – pré-deformação.

No entanto, em situações de carregamento que envolvem mudanças na trajetória de deformação com modificação do modo de deformação plástica ou na direção entre os esforços sucessivos, os resultados de ductilidade comumente não obedecem à curva teórica, exceto quando a ductilidade do material é insensível às mudanças da trajetória de deformação.

LLOYD e SANG (1979) observaram que quando a resistência mecânica do material é reduzida com a mudança na trajetória de deformação, observa-se um aumento da ductilidade, indicada pelo valor da deformação residual maior que àquele previsto pela curva teórica, sendo o contrário verdadeiro.

Um exemplo do efeito distinto na ductilidade de um material em função das condições de deformação plástica é mostrado na figura 4.20. Esta figura foi utilizada como exemplo para avaliar a sensibilidade da ductilidade dos aços AISI 304 e AISI 409 após as mudanças na trajetória de deformação dos mesmos.

Nesta figura estão marcados os pontos **A** e **B** referentes à duas condições de carregamento mecânico (trajetórias de deformação) com os respectivos valores de deformação residual uniforme, ϵ_{ur1} e ϵ_{ur2} para a mesma quantidade de pré-deformação, ϵ_{et} . Neste caso, sendo o valor de ϵ_{ur1} inferior aquele previsto pela curva teórica, pode-se afirmar que a mudança da trajetória de deformação **A** provocou uma redução da ductilidade do material, sendo observado o oposto para a sequência de carregamento **B**.

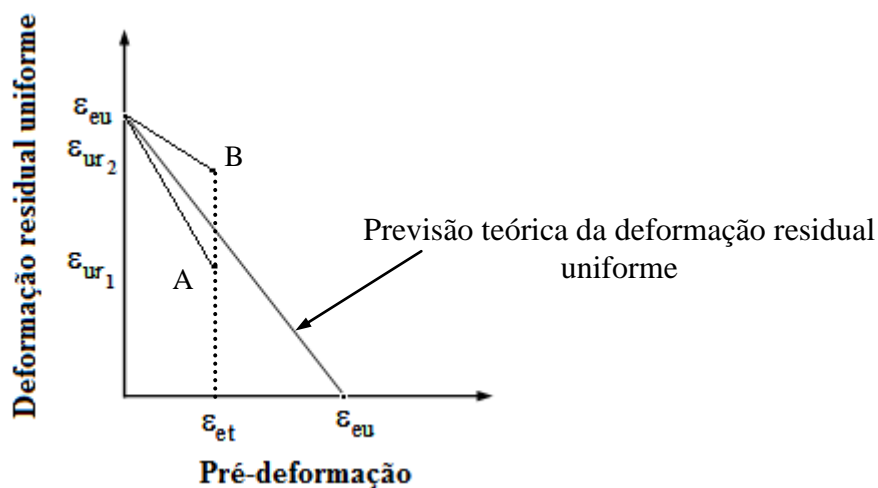


Figura 4.20 – Esquema curva deformação residual uniforme – pré-deformação com a descrição de dois valores distintos de deformação residual uniforme (ϵ_{ur1} e ϵ_{ur2}).

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Esta seção apresenta os resultados obtidos para os aços inoxidáveis 304N e 409 quanto à composição química, a identificação das fases por difração de raios-X (aço AISI 304), a caracterização microestrutural e mecânica. Em seguida, o comportamento mecânico desses materiais é estudado após a imposição de sucessivas mudanças na trajetória de deformação, mediante a combinação dos esforços compressivo-cisalhantes (laminação a frio), de tração e de cisalhamento.

5.1. Caracterização dos Materiais

5.1.1. Caracterização microestrutural (estado como recebido)

Os aspectos microestruturais do aço inoxidável 304N no estado como recebido, observados através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura são mostrados nas figuras 5.1 e 5.2, respectivamente.

Análises nas seções longitudinal e transversal foram feitas para revelar com nitidez os contornos de grão desse material. No entanto, as fotomicrografias dos contornos de grão da seção transversal foram mais nítidas que as fotomicrografias da seção longitudinal mostradas nas figuras 5.1(a) e 5.2(a). A provável explicação para essa situação é a ocorrência de segregação de Cr e Ni durante o processo de solidificação deste material, dificultando assim, a revelação da microestrutura do aço AISI 304, além da dificuldade da preparação das amostras deste aço (MODENESI 2001).

A investigação pelo espectrômetro de energia dispersiva não detectou a presença de carbonetos. A existência de *pits* decorrentes dos processos de polimento e ataque das amostras é mostrada nas figuras 5.2(a) e 5.2(b) por meio de setas.

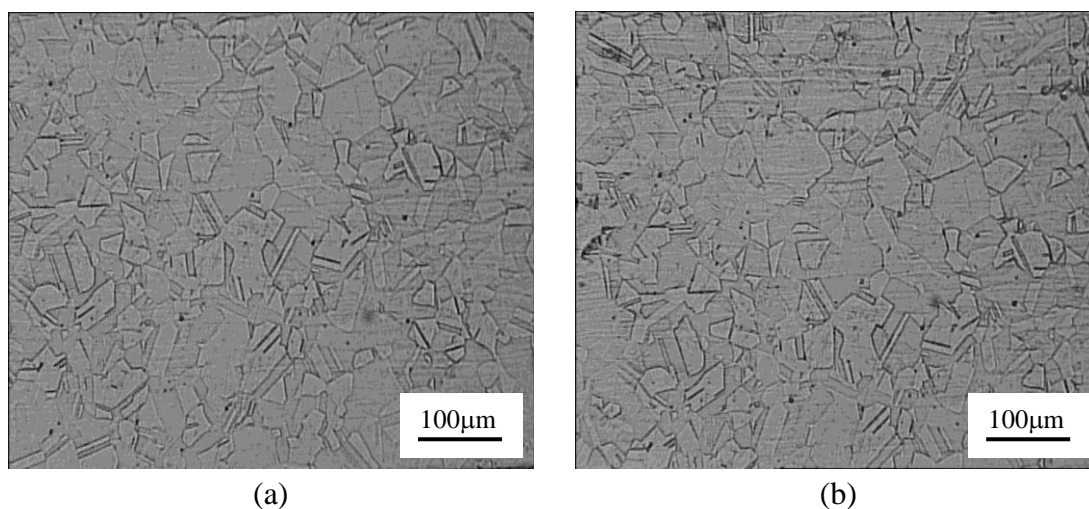


Figura 5.1 – Fotomicrografias do aço inoxidável 304N – microscópio óptico - MO, ataque com reativo químico Glicerrégia: (a) seção longitudinal e (b) seção transversal.

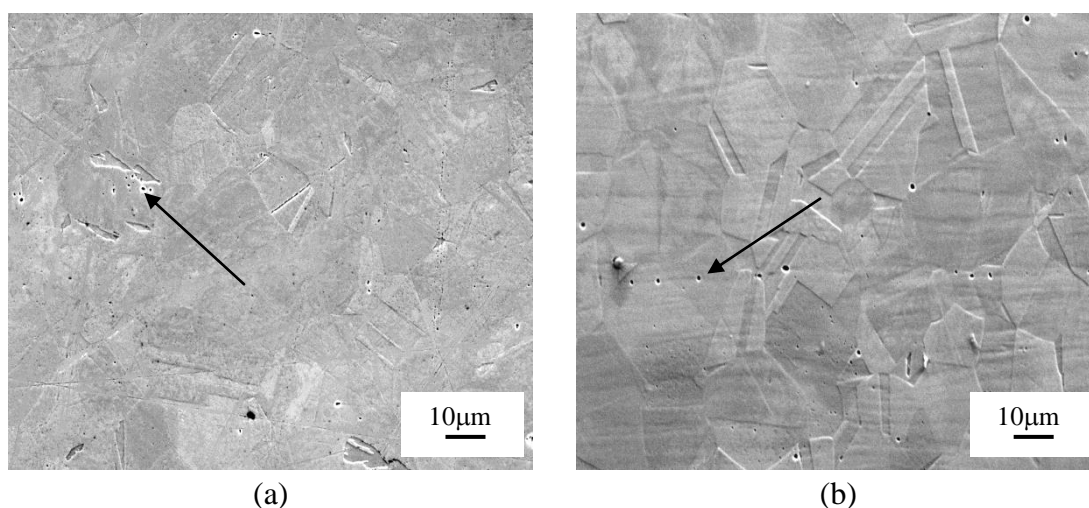


Figura 5.2 – Fotomicrografias do aço inoxidável 304N – microscópio eletrônico de varredura - MEV, ataque com reativo químico Glicerrégia: (a) seção longitudinal e (b) seção transversal.

Os aspectos microestruturais do aço inoxidável 409 observados através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, no estado como recebido, são apresentados nas figuras 5.3 e 5.4, respectivamente. A análise por espectrômetro de energia dispersiva detectou a presença de nitreto de titânio, TiN, indicado pelas setas nas figuras 5.4(a) e 5.4(b). Pode-se observar ainda a existência de *pits* associados aos processos de polimento e ataque das amostras.

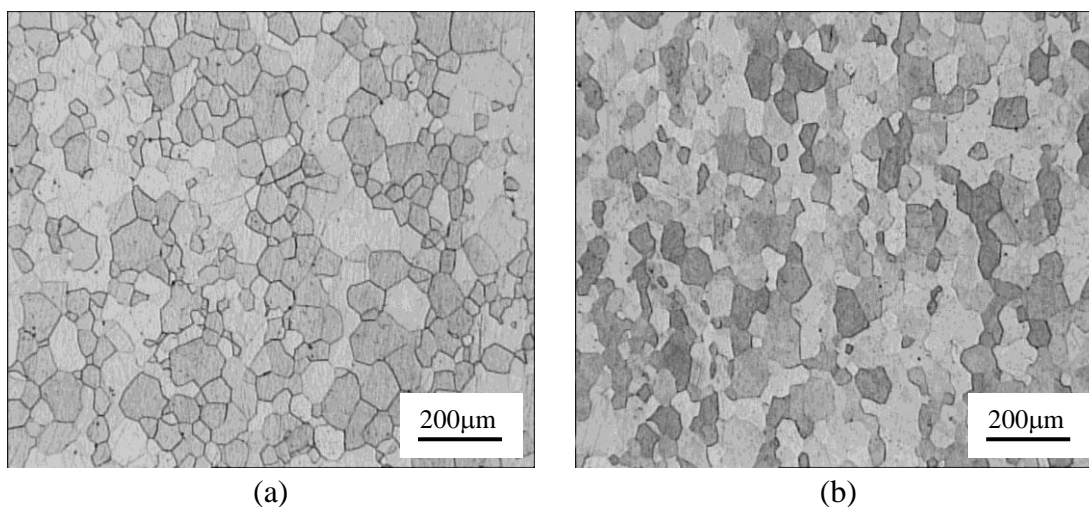


Figura 5.3 – Fotomicrografias do aço inoxidável AISI 409 – microscópio óptico - MO, ataque com reativo químico Vilella: (a) seção longitudinal e (b) seção transversal.

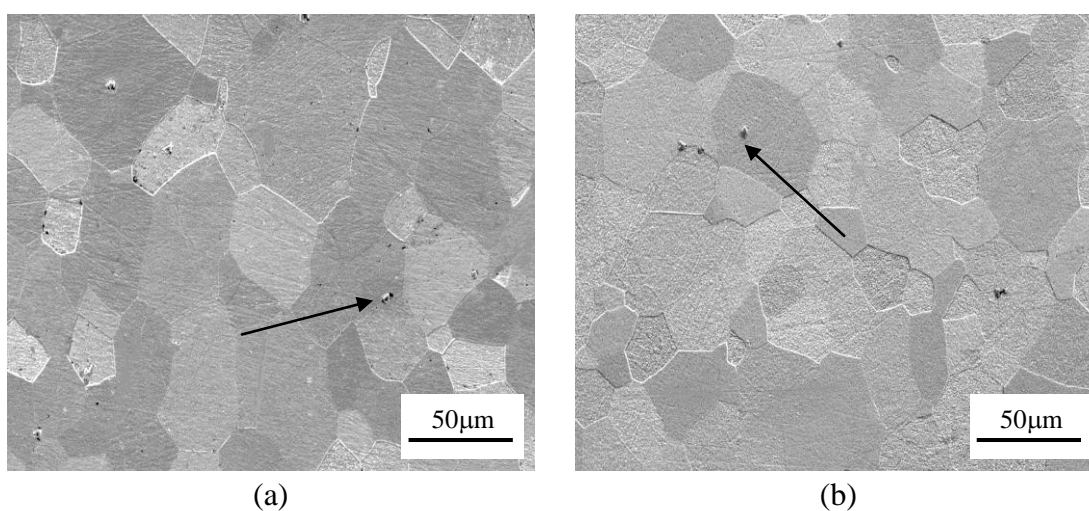


Figura 5.4 – Fotomicrografias do aço inoxidável AISI 409 – microscópio eletrônico de varredura - MEV, ataque com reativo químico Vilella: (a) seção longitudinal e (b) seção transversal.

O tamanho de grão inicial do aço AISI 304 foi de $41,09\mu\text{m}$ (tamanho de grão ASTM 6), enquanto para o aço AISI 409 foi encontrado o valor de $57,00\mu\text{m}$ (tamanho de grão ASTM 5). Embora o tamanho do grão do aço AISI 409 seja aproximadamente 1,38 maior que o tamanho de grão do aço AISI 304, essa variável não foi considerada nas análises de resistência mecânica desses materiais durante as mudanças da trajetória de deformação utilizadas neste trabalho.

A opção de não realizar nenhum tratamento térmico para tornar igual o tamanho dos grãos dos aços AISI 304 e AISI 409 e, conseqüentemente, de desprezar o efeito dessa variável no comportamento mecânico desses aços foi baseada no critério de avaliar a conformabilidade destes materiais na condição como recebido.

Embora se saiba que a tensão de fluxo normalmente depende do tamanho de grão de acordo com a equação de Hall-Petch, KASHYAP *et al.* (1988) destacam que essa relação não descreve corretamente o comportamento do material quando o mesmo é submetido a condições de deformação plástica intensa.

BACROIX *et al.* (1999) verificaram ainda que a relação Hall-Petch (aumento da tensão limite de escoamento com a redução do tamanho do grão) nem sempre é válida para estudos realizados com a liga de alumínio AA1050-O mediante testes de tração uniaxial com tamanho de grão de 40 μ m, 50 μ m e 60 μ m. Neste caso, verificou-se que o efeito da redução do tamanho do grão na resistência mecânica da liga de alumínio AA1050-O só foi percebido quando aspectos relacionados à textura cristalográfica, por exemplo, eram mantidos constantes. Nessas situações, os fenômenos observados no material após a mudança na trajetória de deformação são semelhantes, mas com intensidade diferente. Desta forma, concluiu-se que o tamanho do grão é apenas um aspecto microestrutural que afeta o valor da tensão limite de escoamento dos materiais.

Os resultados obtidos nestes trabalhos, assim como em outros (FERREIRA DUARTE *et al.*, 1997) sugerem que o tamanho do grão não é um aspecto estrutural suficiente para explicar o comportamento mecânico dos materiais metálicos em condições que envolvam mudanças no caminho de deformação. Neste caso, o efeito da heterogeneidade na subestrutura de discordâncias no encruamento do material é maior que o representado pelo tamanho do grão (FEAUGAS, 1999).

Deste modo, a influência do tamanho do grão no comportamento mecânico dos materiais quando submetidos a condições de deformação plástica a frio com uso de mudanças na trajetória de deformação foi desprezado ou classificado como de importância menor, quando comparada com outras abordagens, como a textura cristalográfica (BACROIX *et al.* 1999).

Diante do exposto, o tamanho do grão não será estudado durante a análise do encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 após as sucessivas mudanças na trajetória de deformação destes materiais. Contudo, não se está afirmando que essa variável deve ser desprezada, mas que o provável efeito das mesmas no encruamento destes materiais seja menor que o representado pelo tipo e a quantidade de pré-deformação, assim como o modo de deformação plástica, assuntos estes, discutidos neste trabalho.

5.1.2. Caracterização mecânica (estado como recebido)

As tabelas V.1 e V.2 mostram os valores da dureza Vickers para os aços inoxidáveis 304N e 409, respectivamente. Os valores encontrados, para ambos os materiais, foram compatíveis com os dados indicados em catálogo técnico (ARCELOR MITTAL INOX BRASIL, 2006).

Tabela V.1 – Dureza Vickers do aço inoxidável AISI 304.

Dureza média no estado como recebido [HV]	Especificação dureza média em literatura [HV]
$162 \pm 3,01$	máxima de 202

Tabela V.2 – Dureza Vickers do aço inoxidável 409.

Dureza média no estado como recebido [HV]	Especificação dureza média em literatura [HV]
$147 \pm 1,41$	máxima de 156

A tabela V.3 exibe as propriedades mecânicas avaliadas na direção de laminação, ou seja, a 0°DL, para os aços AISI 304 e AISI 409, em termos de resistência mecânica: tensão limite de escoamento medida a 0,002 de deformação convencional e a tensão limite de resistência à tração. Analogamente, a tabela V.4 mostra as propriedades relativas à ductilidade desses materiais: o alongamento uniforme, o alongamento não-uniforme e o alongamento total.

Tabela V.3 – Propriedades mecânicas medidas a 0°DL em termos da resistência mecânica dos aços AISI 304 e AISI 409.

Material	Tensão limite de escoamento, LE [MPa]	Tensão limite de resistência à tração, LRT [MPa]
AISI 304	$260 \pm 2,83$	$615 \pm 2,12$
AISI 409	$220 \pm 2,36$	$390 \pm 1,41$

Tabela V.4 – Propriedades mecânicas medidas a 0°DL em termos da ductilidade dos aços AISI 304 e AISI 409.

Material	Alongamento uniforme, AU	Alongamento não-uniforme, ANU	Alongamento total, AL ($l_0 = 50\text{mm}$)
AISI 304	$0,55 \pm 0,07$	$0,11 \pm 0,01$	$0,66 \pm 0,08$
AISI 409	$0,24 \pm 0,01$	$0,18 \pm 0,01$	$0,42 \pm 0,02$

A presença de nitrogênio no aço inoxidável AISI 304 modifica o comportamento mecânico típico deste aço inoxidável austenítico, afetando o valor da tensão limite de escoamento. A Tabela V.3 mostra que, ao contrário do comumente observado quando se compara a resistência ao escoamento de aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, o LE do aço AISI 304 (austenítico) é maior que o encontrado para o aço AISI 409 (ferrítico). Esse fato, combinado com o elevado valor de ductilidade do aço AISI 304 indica uma condição excepcional de conformação para esse material.

A anisotropia plástica dos aços AISI 304 e AISI 409 foi avaliada através do cálculo dos fatores de anisotropia a 0°, 45° e 90° (tabela V.5).

Tabela V.5 – Fatores de anisotropia plástica para os aços AISI 304 e AISI 409.

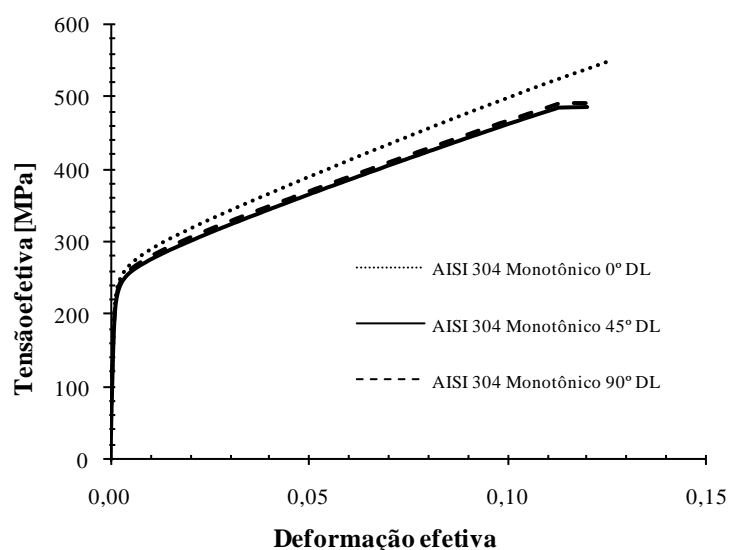
Material	Fator de anisotropia				
	R_{0°	R_{45°	R_{90°	ΔR	R_m
AISI 304	$0,985 \pm 0,006$	$1,132 \pm 0,003$	$0,846 \pm 0,015$	$-0,216 \pm 0,002$	$1,024 \pm 0,003$
AISI 409	$1,715 \pm 0,008$	$1,521 \pm 0,004$	$2,620 \pm 0,003$	$0,647 \pm 0,005$	$1,844 \pm 0,001$

Os resultados encontrados para os fatores de anisotropia revelam que ambos os materiais apresentam anisotropia planar (ΔR), pois os valores desses parâmetros variaram em função da direção em que os mesmos foram medidos. O fato do aço AISI 409 apresentar $\Delta R > 0$, indica que esse material apresenta a tendência de formação de “orelhas” a 0° e a 90° com a direção de laminação da chapa, em uma operação de estampagem profunda. Assim, a deformação plástica nessas direções tende a ser mais fácil, em relação às demais.

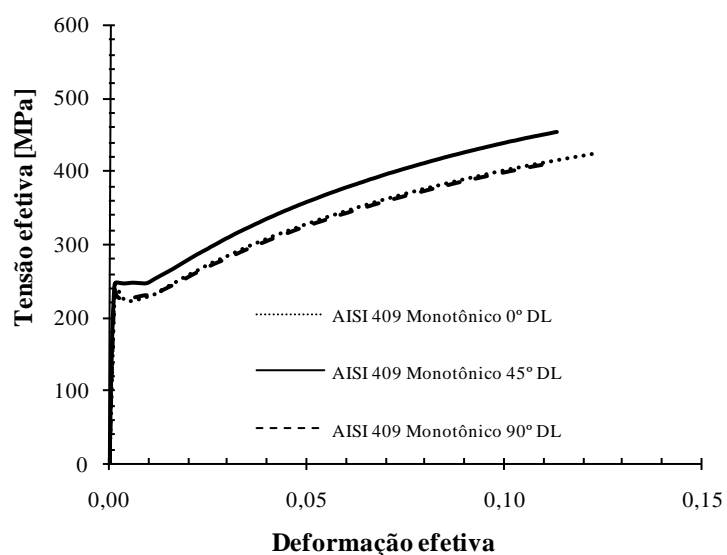
Por outro lado, o aço AISI 304 apresentou $\Delta R < 0$. Desta forma, ao contrário do aço AISI 409, o início da deformação plástica é mais fácil a 45° e a 135° com a direção de laminação da chapa, direções em que as “orelhas” tendem a se formar.

A figura 5.5 mostra as curvas tensão efetiva – deformação efetiva referentes aos carregamentos monotônicos em tração a 0°DL, 45°DL e a 90°DL para o aço AISI 304

(figura 5.5(a)) e para o aço AISI 409 (figura 5.5(b)). A análise dessa figura, assim como observado durante a apresentação da tabela V.5, que os aços inoxidáveis 409 304 são anisotrópicos, pois a posição das curvas de fluxo varia em função da direção de solitação mecânica (0° , 45° e 90° , em relação à direção de laminação). Percebe-se ainda que para o primeiro aço (aço AISI 409), a resistência mecânica é ligeiramente maior a 45° da direção de laminação (45° DL), enquanto para o aço AISI 304, esse comportamento é observado na direção de laminação (0° DL).



(a)



(b)

Figura 5.5– Curvas tensão efetiva – deformação efetiva obtidas após tração a 0° DL, a 45° DL e a 90° DL para: (a) aço AISI 304 e (b) aço AISI 409.

A tabela V.6 mostra os valores da tensão limite de escoamento medidos a 0°DL, a 45°DL e a 90°DL para os aços AISI 304 e AISI 409. Nota-se que a razão entre o maior e o menor valores da tensão limite de escoamento variou entre os dois materiais, sendo ligeiramente maior para o aço AISI 409. Para esse material, a razão dos valores da tensão limite de escoamento foi de aproximadamente 1,14 (medido entre 45° e 0°) e de ~ 1,04 para o aço AISI 304 (medido entre 0° e 45°).

Tabela V.6 – Valores da tensão limite de escoamento, LE, em função da direção de sollicitação mecânica para os aços AISI 304 e AISI 409.

Material	Tensão limite de escoamento, LE [MPa]		
	0°	45°	90°
AISI 304	260 ± 2,83	249±3,24	250±4,01
AISI 409	220 ± 2,36	245±2,18	225±3,15

Esses dados confirmam que o aço inoxidável 409 é mais anisotrópico que o aço inoxidável 304N.

Outro parâmetro importante para a avaliação da conformabilidade dos aços AISI 304 e AISI 409 é o coeficiente de encruamento. Essa característica foi avaliada através da taxa de encruamento normalizada, ou seja, a taxa de encruamento (θ) multiplicada pelo inverso da tensão ($1/\sigma$), em função da deformação efetiva obtida através de um ensaio de tração uniaxial conduzido na direção de laminação. A figura 5.6 mostra a curva ($\theta \cdot 1/\sigma$) em função da deformação efetiva para os aços AISI 304 e AISI 409.

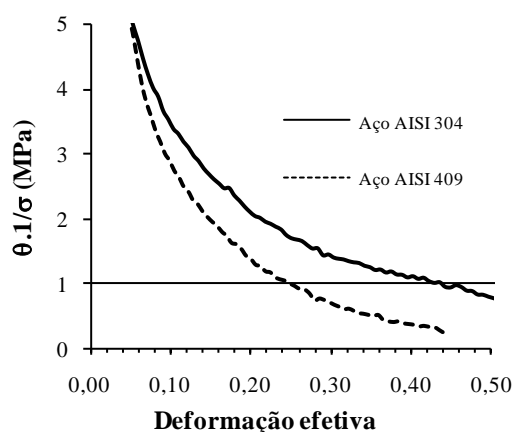


Figura 5.6– Curva taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) em função da deformação efetiva para os aços AISI 304 e AISI 409 na direção de laminação (0°DL).

De maneira análoga à utilizada para os valores da tensão limite de escoamento em função da direção de sollicitação, a tabela V.7 exibe os valores do coeficiente de encruamento (n) para os aços AISI 304 e AISI 409. Nesta tabela, verifica-se que o coeficiente de encruamento do aço inoxidável austenítico (AISI 304) é maior que o detectado para o aço inoxidável ferrítico (AISI 409). Nota-se ainda que para os dois aços, a direção de sollicitação mecânica que apresentou o maior valor para o coeficiente de encruamento foi aquela em que observou o menor valor para a tensão limite de escoamento.

Tabela V.7 – Valores do coeficiente de encruamento (n) medidos a 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação para os aços AISI 304 e AISI 409.

Material	Coeficiente de encruamento, n			
	0°	45°	90°	135°
AISI 304	0,439	0,477	0,470	0,485
AISI 409	0,247	0,237	0,243	0,240

Essas características estão relacionadas com a estrutura cristalina destes materiais, como por exemplo, o fato da estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC) do aço AISI 304 ser mais compacta que a do aço AISI 409, o qual possui arranjo cúbico de corpo centrado (CCC).

A figura 5.7 apresenta as curvas tensão efetiva – deformação efetiva referentes aos carregamentos monotônicos em tração e em cisalhamento para os aços AISI 304 e AISI 409. A conversão dos valores de tensão e de deformação cisalhantes em tensão e deformação efetivas, como mostrado no item 4.8 foi feita com uso do fator $F = 1,84$ para o aço AISI 409 e $F = 2,00$ para o aço AISI 304.

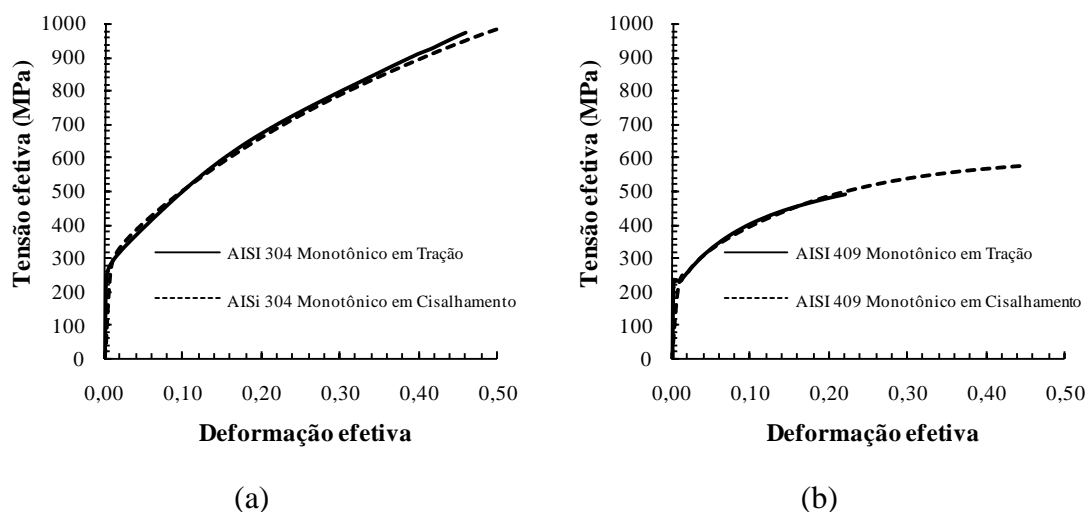


Figura 5.7– Curvas tensão efetiva – deformação efetiva obtidas para os aços AISI 304 e AISI 409 após carregamentos monotônicos de tração e de cisalhamento.

O uso dos fatores F mostrados na figura 5.7 (2,00 para o aço AISI 304 e 1,84 para o aço AISI 409) permitiu a interceptação das curvas de fluxo referentes aos carregamentos monotônicos conduzidos a 0°DL em tração e em cisalhamento direto. Deste modo, o traçado de todas as curvas de tensão efetiva – deformação efetiva apresentadas neste trabalho considerou o teste de tração como sendo o esforço de referência para comparar o comportamento mecânico dos aços AISI 304 e AISI 409 sob a aplicação dos três modos de deformação aplicados neste trabalho: tração, cisalhamento e compressão-cisalhamento (laminação).

5.1.3. Caracterização das fases do aço AISI 304 por difração de raios-X (estado como recebido)

As figuras 5.8, 5.9 e 5.10 apresentam os difratogramas do aço inoxidável 304N, no estado como recebido, para três intervalos de tempo de banho de decapagem: 15 minutos, 30 minutos e 45 minutos, respectivamente. Os difratogramas mostram que para essa condição e para os intervalos de tempos pesquisados não foi detectada a presença de nenhum tipo de martensita (épsilon ou α') neste material.

Desta forma, o tempo de banho de decapagem de 30 minutos foi escolhido para ser utilizado nas análises posteriores por difração de raios-X do aço AISI 304, por ser este um valor intermediário para a preparação do corpo de prova, em relação aos utilizados neste trabalho.

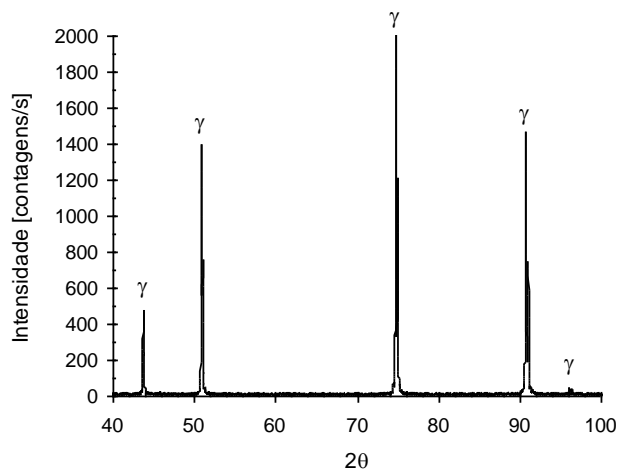


Figura 5.8– Difratograma da amostra de aço AISI 304 após banho de decapagem de 15 minutos.

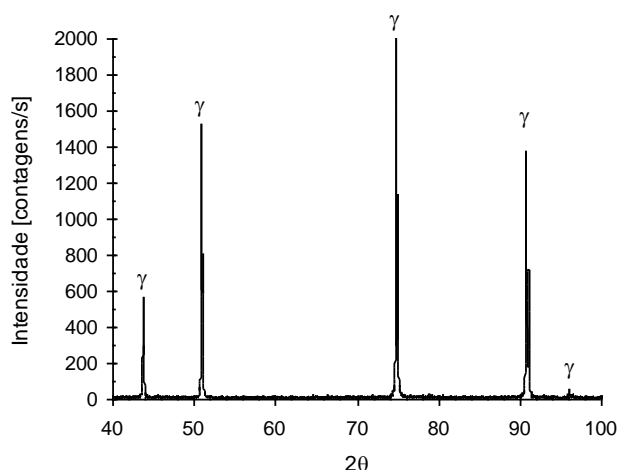


Figura 5.9– Difratoograma da amostra de aço AISI 304 após banho de decapagem de 30 minutos.

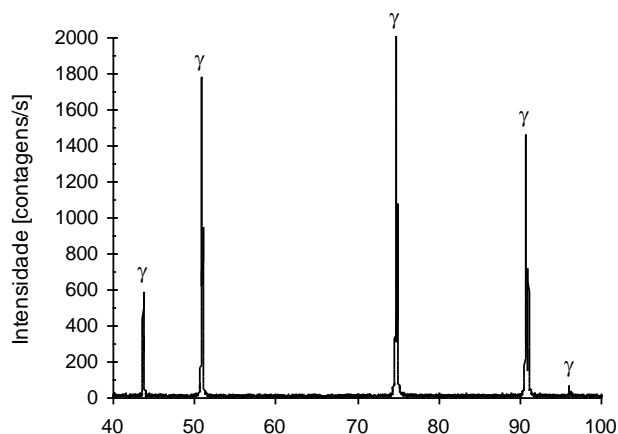


Figura 5.10– Difratoograma da amostra de aço AISI³⁰⁴ após banho de decapagem de 45 minutos.

5.2. Comportamento mecânico versus mudanças na trajetória de deformação

5.2.1. Efeito do modo de pré-deformação no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409

A análise da influência do esforço mecânico usado na pré-deformação dos aços AISI 304 e AISI 409 foi feita mediante a pré-deformação desses aços inoxidáveis sob as rotas laminação/cisalhamento e tração/cisalhamento.

Deste modo, os aços inoxidáveis 304N e 409 foram pré-deformados em laminação a frio e em tração de $\epsilon_{et} = 0,06$. Em seguida, esses materiais foram deformados monotonicamente em cisalhamento, na mesma direção de aplicação dos esforços mecânicos utilizados na pré-deformação, ou seja, na direção de laminação das chapas, 0° DL.

Embora a severidade da mudança na trajetória de deformação tenha sido a mesma para as duas sequências de carregamento ($\alpha = 0$), diferenças no comportamento mecânico macroscópico dos dois materiais analisados neste trabalho podem ser observadas, devido, dentre outros fatores, às diferenças nas características estruturais dos aços AISI 304 e AISI 409.

Nesse contexto, deve-se considerar ainda a pequena diferença entre o tamanho de grão dos dois aços, algo que reforça o endurecimento por deformação a frio do aço AISI 304 pelo fato do tamanho de grão deste material ($41,09\mu\text{m}$) ser inferior ao encontrado para o aço AISI 409 ($57,00\mu\text{m}$). No entanto, como discutido no item 5.1.2 (Caracterização microestrutural no estado como recebido), a provável influência do tamanho de grão no endurecimento dos aços AISI 304 e AISI 409 não foi considerada neste trabalho, pois optou-se pelo uso desses materiais na condição como recebido pelo fabricante.

As figuras 5.11(a) e 5.12(a) mostram as curvas tensão efetiva-deformação efetiva para o aço AISI 304 e AISI 409, respectivamente. Já as figuras 5.11(b) e 5.12(b) exibem as respectivas curvas da taxa de encruamento normalizada em função da deformação efetiva para esses materiais. As curvas referentes aos carregamentos monotônico dos dois materiais também são exibidas para permitir a comparação com o comportamento mecânico destes materiais após as mudanças na trajetória de deformação.

Nas figuras 5.11 e 5.12, a quantidade de deformação efetiva aplicada na pré-deformação em laminação a frio e em tração dos aços AISI 304 e AISI 409 (ϵ_e de 0,06, em cada etapa) é apresentada nas legendas das figuras em percentual (6%). De forma análoga, a variação do ângulo entre os carregamentos sucessivos é indicada por um número que indica o valor do ângulo (0° , por exemplo).

Esse método de identificação da condição dos materiais é exemplificado pela sequência de carregamento AISI 304 Lam6%/Cis0°. Neste caso, as letras e os números que seguem o tipo de material indicam que o aço AISI 304 foi pré-deformado em laminação a frio de 0,06 de deformação efetiva, sendo isso indicado na legenda da figura pelo número 6%. Em seguida, esse material foi cisalhado na mesma direção do carregamento anterior, ou seja, a 0° .

Esse método usado para indicar a quantidade de deformação plástica e o ângulo entre carregamentos sucessivos, Θ , foi utilizado nas demais sequências de carregamento utilizadas neste trabalho.

Nas sequências de carregamento que apresentam apenas o valor da deformação efetiva em percentual significa que o carregamento foi conduzido na direção de laminação (0°DL).

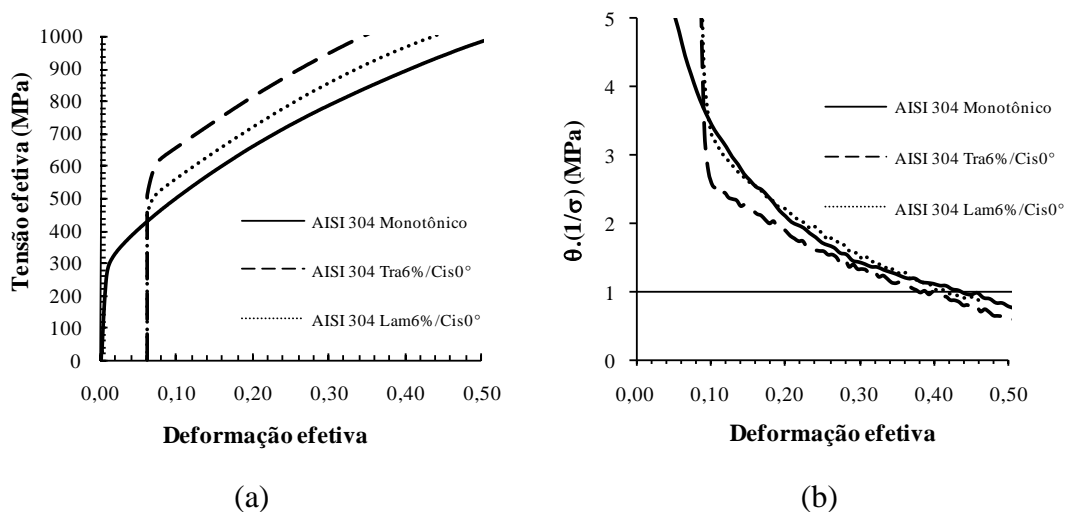


Figura 5.11– (a) Curvas tensão efetiva – deformação efetiva e (b) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, aço AISI 304.

Por fim, observa-se que o valor da deformação efetiva não é indicado na última etapa de deformação plástica. Neste caso, quando o esforço é de tração, pode-se admitir que o material foi deformado até o início da instabilidade (e posteriormente, deformado até a fratura).

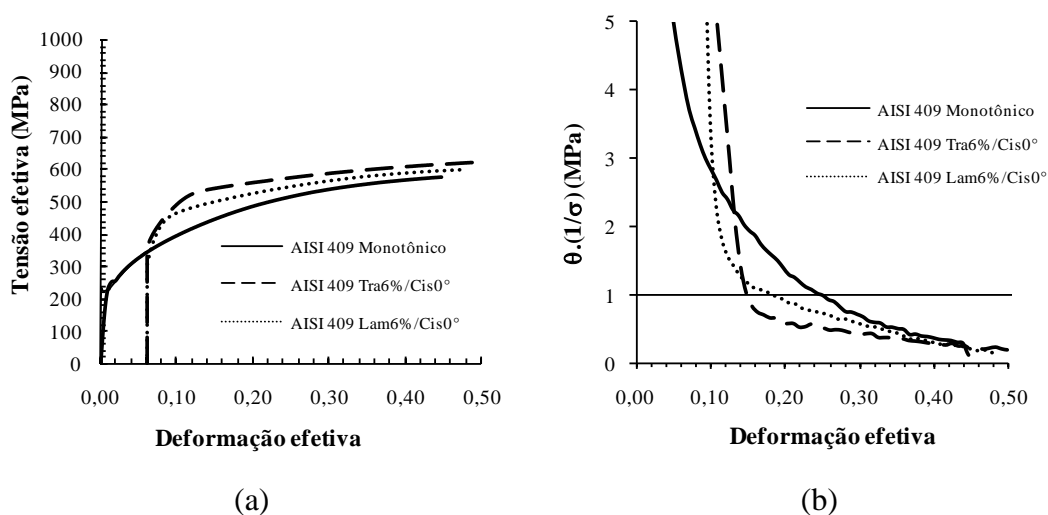


Figura 5.12– (a) Curvas tensão efetiva – deformação efetiva e (b) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, aço AISI 409.

Para as sequências de carregamento em que o último esforço aplicado é o de cisalhamento, deve-se considerar que o material foi deformado até um valor de deformação efetiva acumulada de aproximadamente 0,50 (deformação efetiva em cisalhamento de $\sim 0,38$).

As curvas de fluxo para as duas sequências de carregamento demonstram que as mudanças da trajetória de deformação provocaram o aumento da resistência ao escoamento durante o recarregamento em cisalhamento para os dois modos de pré-deformação (laminação a frio e tração uniaxial) e para os dois materiais analisados (aço AISI 304 e AISI 409).

Esse aumento da resistência ao escoamento é um comportamento típico de materiais submetidos à sequências de carregamento com “ α ” igual a zero. RAUCH (1992) destaca que após uma mudança na trajetória em que “ α ” é zero (sequência ortogonal), sistemas de escorregamento novos que estavam latentes na pré-deformação, tornam-se ativos. Deste modo, a subestrutura de discordâncias construída na pré-deformação do material (por exemplo, paredes de discordâncias) atua como obstáculos à movimentação das discordâncias durante o recarregamento do material

A rota de processamento mecânico tração/cisalhamento foi a que ocasionou o maior aumento da tensão de escoamento, em ambos os materiais, além da instabilidade do encruamento ter se prolongado por um valor de deformação efetiva maior. No entanto, a intensidade desses efeitos foi diferente para cada um dos aços inoxidáveis.

Para o aço inoxidável 304N, a taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) apresentou queda contínua durante a rota de processamento laminação/cisalhamento, mas com magnitude inferior à observada na rota tração/cisalhamento. Além disso, verifica-se que sendo a pré-deformação conduzida em laminação a frio, o aço AISI 304 exibe estágios de deformação com valores da taxa de encruamento normalizada superiores aos detectados para o carregamento monotônico (figura 5.11(b)).

A evolução da taxa de encruamento normalizada do aço AISI 304 para a rota laminação/cisalhamento será discutida no item 5.2.3.4, em termos da transformação de fases induzida pela deformação plástica a frio (transformação martensítica).

O comportamento apresentado pelo aço inoxidável AISI 409 é semelhante, diferindo apenas o fato da taxa de encruamento deste material ter sofrido uma oscilação maior que a notada pelo aço AISI 304, para ambas as sequências de carregamento (figura 5.12(b)).

Para o valor de pré-deformação de $\varepsilon_{et} = 0,06$, os resultados sugerem que a subestrutura de discordâncias desenvolvida pela rota de processamento mecânico tração/cisalhamento foi mais instável que a observada para a outra rota, laminação/cisalhamento. Contudo, a susceptibilidade maior aos fenômenos de recuperação dinâmica, como o escorregamento cruzado, podem influenciar o encruamento do aço AISI 409 após as mudanças na trajetória de deformação.

5.2.2. Efeito da quantidade de pré-deformação no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409

A outra rota de processamento mecânico aplicada aos aços inoxidáveis 304N e 409 foi o carregamento Bauschinger, composta pela combinação dos cisalhamentos direto e reverso, com dois valores de pré-deformação: deformação efetiva de 0,06 e de 0,12.

As figuras 5.13(a) e 5.14(a) mostram as curvas tensão efetiva – deformação efetiva referentes ao carregamento Bauschinger sem a inversão dos eixos da ordenada e da abscissa, enquanto as figuras 5.13(b) e 5.14(b) exibem as mesmas curvas tensão efetiva – deformação efetiva, mas com os eixos da ordenada e da abscissa invertidos, para os aços AISI 304 e AISI 409, respectivamente.

As curvas da taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva dos aços AISI 304 e AISI 409 também são apresentadas nas figuras 5.13(c) e 5.14(c), respectivamente, para avaliar o efeito da quantidade de pré-deformação no encruamento destes aços.

Percebe-se, pela análise da figura 5.13(b) que a diferença entre a tensão de fluxo observada para o carregamento monotônico e para o recarregamento em cisalhamento reverso (Efeito Bauschinger) reduziu com o aumento da deformação plástica em cisalhamento direto (valor da pré-deformação). Em termos quantitativos, a diferença entre esses valores de tensão de fluxo, considerando a pré-deformação em cisalhamento direto, ε_{et} , de 0,06 e de 0,12, passou de 231MPa para 203MPa, respectivamente (vide as setas duplas na figura 5.13(b)).

Outra maneira de indicar a magnitude do efeito Bauschinger em função do valor da pré-deformação é através da razão entre os valores da tensão de fluxo para o carregamento monotônico e para o recarregamento em cisalhamento reverso para o mesmo valor de deformação efetiva. Considerando isso, a razão entre esses valores de tensão de fluxo para o aço AISI 304 passou de 2,2 para 1,6 quando se alterou o valor da quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto de 0,06 para 0,12.

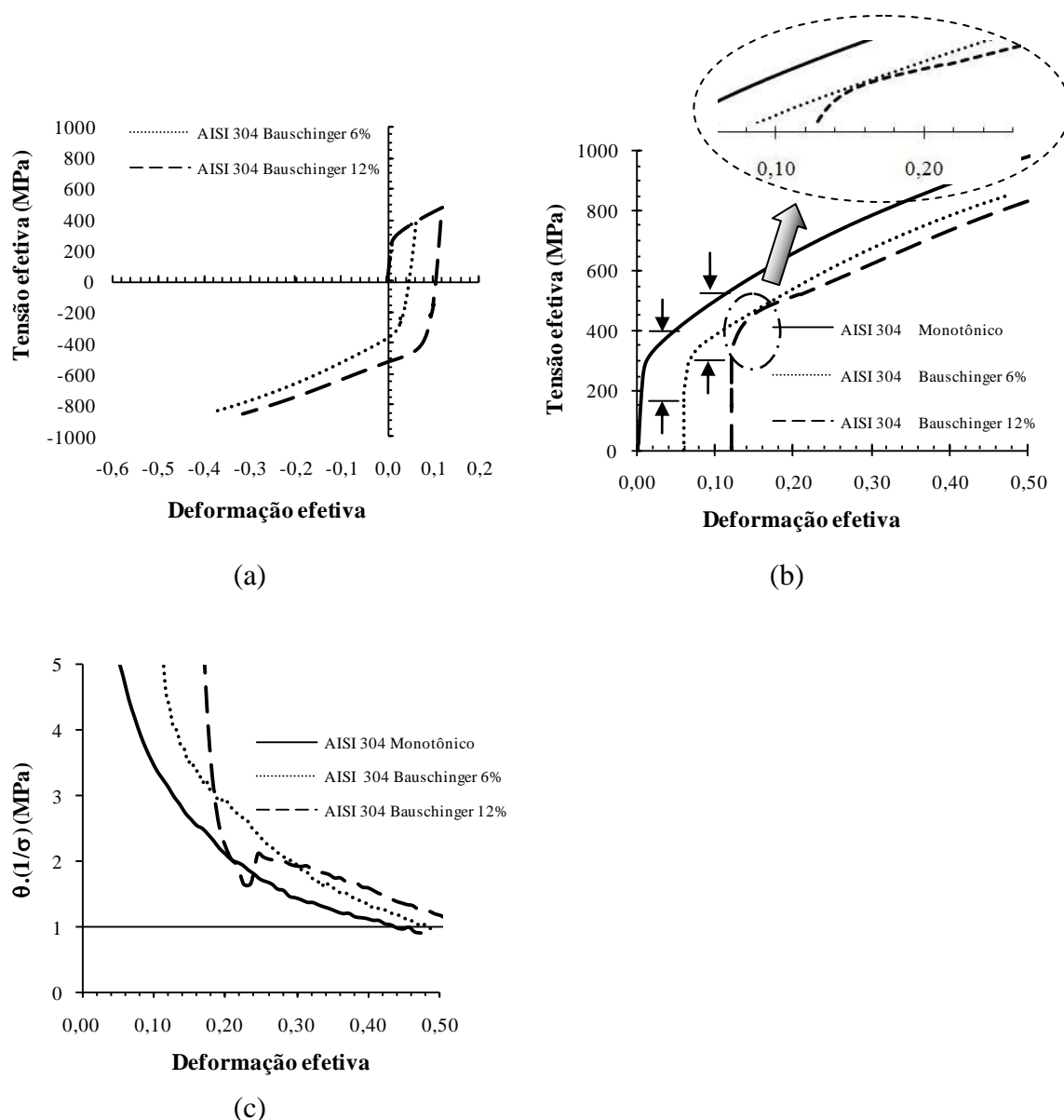


Figura 5.13– Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o carregamento Bauschinger: (a) sem inversão dos eixos e (b) com inversão do eixo e $\Delta\sigma = 231\text{MPa}$ para $\varepsilon_{et} = 0,06$ e $\Delta\sigma = 203\text{MPa}$ para $\varepsilon_{et} = 0,12$ (região das setas) e (c) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 304.

A figura 5.14(a) revela que o efeito do aumento da pré-deformação em cisalhamento (ε_e de 0,06 para 0,12) no encruamento do aço AISI 409 foi inferior ao observado no aço AISI 304, em termos quantitativos, mas semelhante no fenômeno detectado.

A figura 5.14(b) mostra que para o aço AISI 409, a razão entre os valores da tensão de fluxo do carregamento monotônico e a tensão de fluxo no início do recarregamento em cisalhamento reverso foi de $\sim 1,50$ e de $\sim 1,38$, para os valores de pré-deformação em

cisalhamento direto de $\epsilon_{et} = 0,06$ e de $0,12$, respectivamente ou igual a $\sim 113\text{MPa}$ (para os dois valores de pré-deformação, vide as setas duplas na figura 5.14(b)).

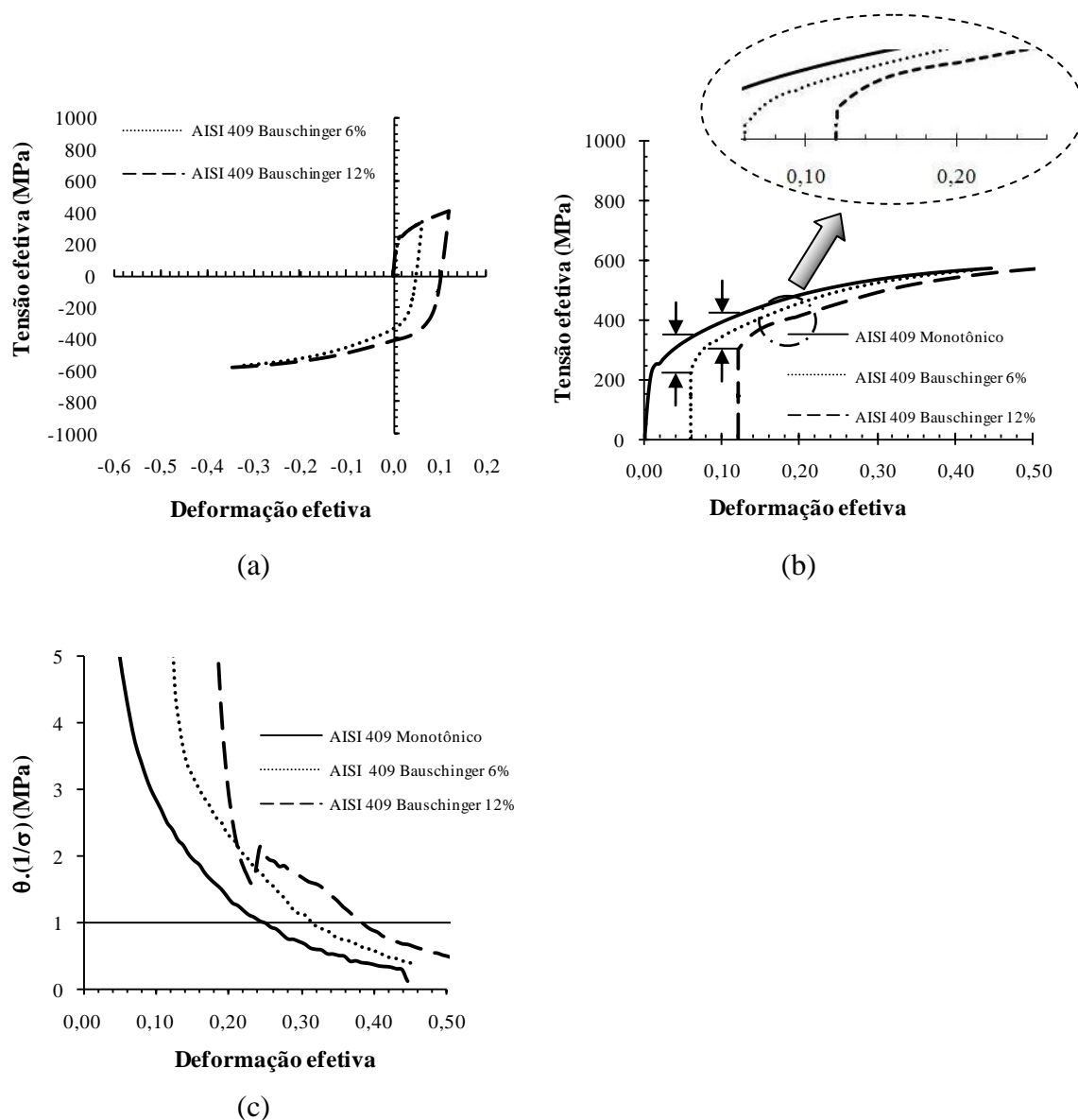


Figura 5.14– Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o carregamento Bauschinger: (a) sem inversão dos eixos e (b) com inversão do eixo e $\Delta\sigma = 113\text{MPa}$ para $\epsilon_{et} = 0,06$ e para $\epsilon_{et} = 0,12$ (região das setas) e (c) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 409.

O comportamento distinto dos aços AISI 304 e AISI 409 com relação à influência da quantidade de pré-deformação em cisalhamento direto na diferença entre os valores da tensão de fluxo entre os cisalhamentos monotônico e reverso sugere que esses materiais experimentam mudanças subestruturais diferentes para um mesmo valor de pré-deformação.

No entanto, as figuras 5.13(c) e 5.14(c) mostraram que os aços AISI 304 e AISI 409, respectivamente, exibiram oscilações na curva de taxa de encruamento normalizada (transientes do encruamento) para o maior valor de pré-deformação em cisalhamento direto ($\epsilon_{et} = 0,12$). Essas oscilações estão indicadas nas curvas tensão efetiva – deformação efetiva destes materiais pela presença de pontos de inflexão, registrados nos detalhes das figuras 5.13(b) e 5.14(b).

A presença de variação da taxa de encruamento normalizada (queda acompanhada de um aumento) apenas para o valor maior de pré-deformação, ϵ_{et} , indica a influência dessa variável no encruamento dos aços inoxidáveis 304N e 409.

O fato de esse fenômeno ser percebido apenas para o maior valor de pré-deformação ($\epsilon_{et} = 0,12$) sugere que, sendo a quantidade de pré-deformação igual a 0,12, esses materiais tendem a apresentar um desarranjo da subestrutura de discordâncias construída durante o cisalhamento direto do carregamento Bauschinger (cisalhamento direto/cisalhamento reverso). Pode-se considerar ainda que caso essa desestruturação das discordâncias exista, ela é mais difícil para o aço AISI 304, pois para esse material, a oscilação da curva taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva é maior.

Essa afirmação é baseada no fato do efeito Bauschinger ser menor para o maior valor de pré-deformação. O resultado do aumento da resistência da subestrutura de discordâncias à dissolução diante do carregamento Bauschinger é a ocorrência de transientes no encruamento dos dois aços (WILSON *et al.* 1990).

O fato da diferença entre as tensões de fluxo entre os carregamentos monotônico e reverso ser menor para a pré-deformação de 0,12 sugere que uma fração menor das discordâncias criadas na pré-deformação seja desestruturada com a deformação reversa, em relação ao outro valor de pré-deformação ($\epsilon_{et} = 0,06$), (RAUCH *et al.* 2007).

Assim, pode-se concluir que para o aço AISI 409, é necessário um valor de pré-deformação efetiva maior que 0,12 para elevar a resistência à desestruturação da subestrutura de discordâncias criada na pré-deformação em cisalhamento direto (admitindo que ela exista) promovida pelo processo de dissolução decorrente da reversão do sentido de deformação plástica (cisalhamento reverso).

Essas características distintas dos aços AISI 304 e AISI 409 também devem ser analisadas considerando a provável evolução da textura cristalográfica desses materiais. Em condições de carregamento em que o valor de pré-deformação é relativamente pequeno, como os empregados neste trabalho ($\epsilon_{et} = 0,06$ e $0,12$), considera-se que a variação da textura cristalográfica seja pequena ou nula. Contudo, esse comportamento depende das características do material (estrutura cristalina, por exemplo) e do modo de

deformação. O aço de baixo teor de carbono, por exemplo, pré-deformado de 0,10, não apresentou mudanças na textura quando deformado em cisalhamento, (RAUCH *et al.* 2007).

Deste modo, admite-se que o comportamento mecânico macroscópico do aço AISI 409 exibido pelas curvas tensão efetiva – deformação efetiva mostradas na figura 5.13 esteja relacionado basicamente, com a evolução subestrutural apresentada por esse material.

Considerando isso, uma maneira comum de avaliar a suposta evolução subestrutural assumida por um material após uma sequência de carregamento que envolva valores de pré-deformação pequenos é deslocar as curvas de recarregamento tensão – deformação para o início do eixo da deformação. Quando a sequência de carregamento é baseada em um teste Bauschinger, a quantidade de deformação deslocada é chamada de Bauschinger *strain* (deformação Bauschinger), (RAUCH *et al.* 2007).

A figura 5.15 mostra as curvas tensão efetiva – deformação efetiva para os aços AISI 304 e AISI 409 com o deslocamento das curvas de recarregamento em cisalhamento reverso para o início do eixo das abscissas, coincidindo com a curva referente ao carregamento monotônico. Esse deslocamento da curva permite analisar o efeito da história de deformação (pré-deformação) no encruamento destes materiais.

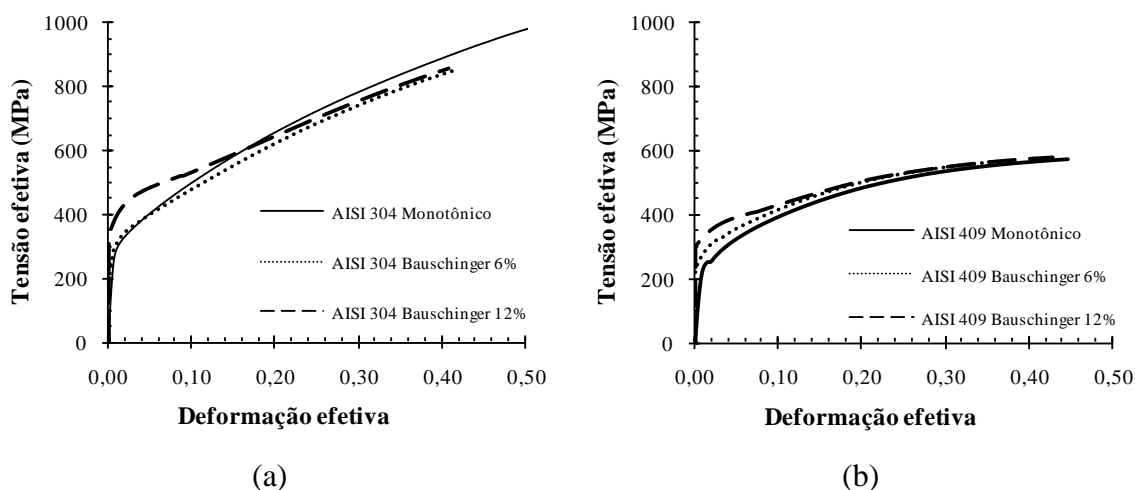


Figura 5.15 – Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o carregamento Bauschinger deslocadas ao longo do eixo das abscissas de $\epsilon_e = 0,06$ e $0,12$: (a) aço AISI 304 e (b) aço AISI 409.

A figura 5.15(a) revela que para o menor valor de pré-deformação ($\epsilon_{ct} = 0,06$), a curva tensão efetiva – deformação efetiva do aço AISI 304 intercepta a respectiva curva do carregamento monotônico nos estágios iniciais do recarregamento em cisalhamento reverso (ϵ_e de 0,04 ou acumulada de 0,10) para em seguida, se manter abaixo da mesma.

Comportamento semelhante é observado para o outro valor de pré-deformação, mas nota-se apenas um atraso na interseção das curvas que agora ocorre para um valor de deformação efetiva de 0,16 (deformação efetiva cumulada de 0,28). A coincidência das curvas indica que nesses pontos de coincidência das curvas, a subestrutura de discordâncias do aço AISI 304 é modificada, com a tendência de reorganização da distribuição de discordâncias construída durante o cisalhamento direto do aço AISI 304.

A manutenção das curvas de fluxo do aço AISI 304 sob cisalhamento reverso abaixo da curva de referência (carregamento monotônico) após a interceptação das mesmas, para os dois valores de pré-deformação (ϵ_c de 0,06 e 0,12), indica que a continuidade da deformação plástica em cisalhamento reverso não foi suficiente para reverter o efeito da pré-deformação no comportamento mecânico deste material.

Para o aço AISI 409, ao contrário do aço AISI 304, as curvas de tensão efetiva – deformação efetiva dos carregamentos em cisalhamento monotônico e reverso não coincidem, mas observa-se uma aproximação das mesmas com o aumento da deformação plástica em cisalhamento reverso. Isso sugere que o arranjo da subestrutura de discordâncias desenvolvido durante a pré-deformação do aço AISI 409 é substituído por outro, semelhante ao existente após o carregamento monotônico em cisalhamento direto. Deste modo, pode-se afirmar que a reestruturação da subestrutura de discordâncias após a mudança na trajetória de deformação, para os dois valores de pré-deformação, tende para a condição inicial do material, ou seja, de cisalhamento monotônico.

Isso sugere que o efeito da pré-deformação em cisalhamento direto no encruamento do aço AISI 409 é pequeno, indicando que a subestrutura de discordâncias criada na pré-deformação foi rapidamente substituída por outra, típica da última condição de deformação plástica (cisalhamento reverso).

A provável rapidez na desorganização da subestrutura de discordâncias criada na pré-deformação em cisalhamento direto demonstra a fragilidade da mesma. O fato da presença de pontos de inflexão ser percebida apenas quando a quantidade de pré-deformação é de 0,12 (figuras 5.14(b) e 5.14(c)), sugere que a aniquilação da subestrutura de discordâncias tornou-se um pouco mais difícil para esse valor de pré-deformação, mas presente desde o menor valor de pré-deformação.

5.2.3. Efeito da rota de processamento mecânico no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409

O estudo do efeito do modo de deformação plástica no encruamento dos aços inoxidáveis 304N e 409 foi realizado mediante o uso de duas rotas de processamento

mecânico: laminação/tração/tração e laminação/tração/cisalhamento, em diferentes orientações em relação ao carregamento anterior.

Os resultados apresentados pelos aços AISI 304 e AISI 409 após a aplicação dessas rotas de carregamento são discutidos a seguir.

5.2.3.1 Rota laminação/tração/tração

A rota laminação/tração/tração compreendeu a pré-deformação em laminação a frio de $\varepsilon_{et} = 0,06$, acompanhada por tração uniaxial de $\varepsilon_e = 0,06$ na mesma direção da laminação. Em seguida, outros corpos de prova de tração foram confeccionados para a realização de testes de tração uniaxial subsequentes à laminação a frio e ao primeiro esforço de tração para serem conduzidos a 0° , a 45° e a 90° , em relação à tração anterior.

A variação da orientação de solicitação mecânica permitiu a obtenção de cinco valores diferentes para o parâmetro “ α ”, como mostrado na tabela V.8. A diferença nos valores obtidos para o parâmetro “ α ” na sequência laminação_{6%}/tração_{0°} para os aços AISI 304 e AISI 409 deve-se ao fato do cálculo deste parâmetro para a referida sequência, considerar a anisotropia destes materiais (LOPES 2001).

Tabela V.8 – Valores do parâmetro “ α ” em função do material e das etapas de carregamento (em negrito) para a rota de processamento mecânico laminação/tração/tração.

Material	Sequência de carregamento			
	Laminação_{6%} /Tração_{0°}	Laminação _{6%} /Tração_{0°} Tração_{0°}	Laminação _{6%} /Tração_{0°} Tração_{45°}	Laminação _{6%} /Tração_{0°} Tração_{90°}
AISI 304	0,63	1,00	0,50	0,00
AISI 409	0,78	1,00	0,50	0,00

No item 5.1.4 foi mostrado que o aço inoxidável austenítico é menos anisotrópico que o aço inoxidável ferrítico através do cálculo dos fatores de anisotropia medidos a 0° , a 45° e a 90° da direção de laminação. Essa característica ocasionou um valor de “ α ” inferior ao registrado pelo aço AISI 409 para a rota laminação/tração, como mostrado na tabela V.8.

As figuras 5.16 e 5.17 apresentam as curvas tensão efetiva – deformação efetiva referentes ao carregamento laminação/tração/tração para os aços AISI 304 e AISI 409,

respectivamente. As curvas $(\theta \cdot 1/\sigma)$ em função da deformação efetiva desses materiais também são mostradas nas figuras 5.16(d) e 5.17(d), respectivamente.

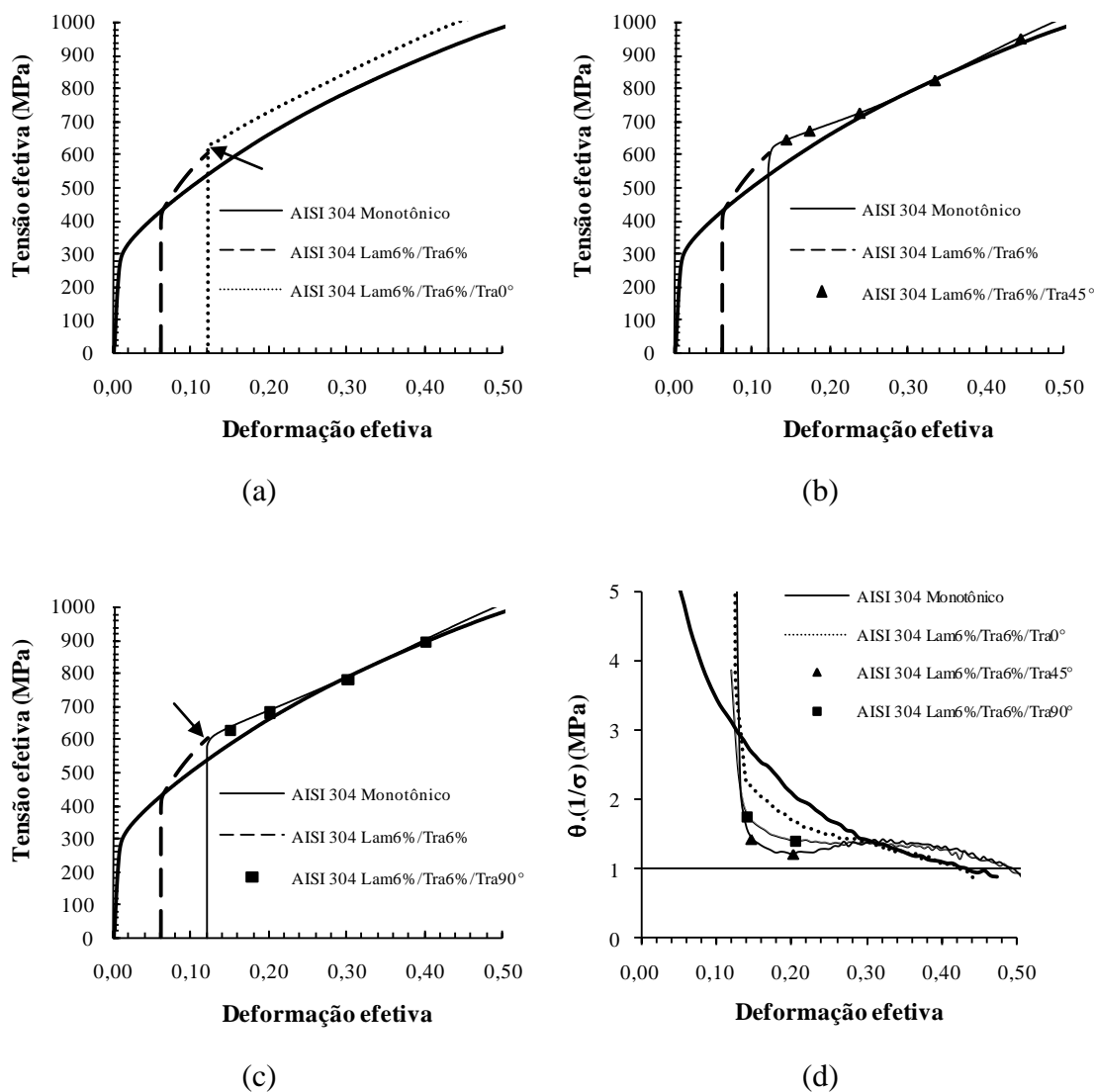


Figura 5.16 – Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para a rota laminação/tração/tração em função do ângulo de recarregamento em tração: (a) 0°, (b) 45°, (c) 90° e (d) curvas taxa de encruamento normalizada $(\theta \cdot 1/\sigma)$ – deformação efetiva para as três direções, aço AISI 304.

Para a sequência laminação_{60°}/tração_{0°}/tração_{0°}, o valor do parâmetro “ α ” na segunda mudança da trajetória de deformação (tração_{0°}/tração_{0°}) é igual a 1, característico de um carregamento monotônico, figuras 5.16(a) e 5.17(a). Neste caso, embora outro corpo de prova de tração tenha sido confeccionado, a orientação do carregamento foi mantida

constante, (ângulo entre carregamentos sucessivos, Θ , igual a 0°) não existindo, assim, mudança na trajetória de deformação em relação ao carregamento anterior.

Embora a curva tensão efetiva – deformação efetiva para essa condição de carregamento não apresente pontos de inflexão, característicos de mudanças microestruturais intensas, como a dissolução, percebe-se o aumento da tensão de fluxo no início do segundo recarregamento em tração em relação ao observado para o carregamento monotônico ($\Delta\sigma$ de 78MPa ou de 1,15, caso seja considerada a razão entre os respectivos valores de tensão de fluxo, vide a região indicada por uma seta na figura 5.16(a), $\varepsilon_e = 0,12$).

Diante do exposto, pode-se afirmar que o aumento da tensão de fluxo detectado no ponto de deformação efetiva acumulada de 0,12 para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} deve-se à pré-deformação em laminação a frio (ε_{et} de 0,06), pois essa é a única diferença do carregamento monotônico em cisalhamento.

Com relação à evolução do encruamento do aço AISI 304 para a rota laminação/tração/tração nota-se que, com exceção à tração executada a 0° , as outras direções (45° e 90°) apresentaram pontos de inflexão, (figuras 5.16(a), 5.16(b) e 5.16(c)), característicos de oscilações na taxa de encruamento. Essa situação pode ser confirmada pela análise da figura 5.16(d).

Apesar da última etapa da sequência de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} não tenha envolvido mudança na trajetória de deformação (“ α ” = 1), a redução da taxa de encruamento com o aumento da deformação plástica para essa sequência é maior que a observada para o carregamento totalmente monotônico (em cisalhamento). Essa diferença de comportamento pode ser relacionada à presença da pré-deformação em laminação a frio, mesmo sendo a quantidade de deformação nesse modo de deformação, relativamente pequena ($\varepsilon_{et} = 0,06$).

Os ensaios conduzidos a 45° e a 90° apresentaram transientes da taxa de encruamento, o qual é composto por uma diminuição, acompanhada por um aumento com a deformação plástica, atingindo valores maiores que os observados para o carregamento monotônico, (figura 5.16(d)). Esse fato também está indicado nas figuras 5.16(b) e 5.16(c) quando a tensão de fluxo atinge valores maiores que aqueles registrados no carregamento monotônico.

O tamanho aproximado do transiente na taxa de encruamento normalizada para os recarregamentos em tração efetuados a 45° e 90° , em relação à tração ulterior é de aproximadamente $\varepsilon_e = 0,185$, ou seja, $\sim 1,54 \varepsilon_{pré}$. O tamanho desse efeito é diretamente proporcional à quantidade de pré-deformação, pois valores maiores de pré-deformação dificultam a reorganização da subestrutura de discordâncias, além de intensificar o

efeito de uma possível evolução cristalográfica no encruamento do material (RAUCH 1991).

O transiente da taxa de encruamento normalizada também ocasiona o cruzamento das curvas de fluxo associadas ao carregamento laminação/laminação/tração. Uma característica do material associada a esse efeito é a evolução da textura cristalográfica, RAUCH *et al.* (2007).

No entanto, a hipótese de mudança na textura cristalográfica do aço AISI 304 é considerada pouco provável, pois a presença do transiente na taxa de encruamento normalizada para a sequência de carregamento laminação/tração_{6%}/tração_{90°} (sequência ortogonal, “ α ” = 0,0) é frequentemente associada à ação de microbandas de cisalhamento. Essas microbandas causam o amaciamento localizado do material, resultando numa instabilidade que culmina com a fratura do material (GRACIO *et al.* 2000).

A facilidade que essas microbandas de cisalhamento têm para cisalhar os grãos de um material está diretamente associada à magnitude do valor da pré-deformação. Valores de pré-deformação maiores intensificam a ação das microbandas, pois favorecem o desenvolvimento das mesmas no início do recarregamento e conseqüentemente, tendem a ocasionar o amaciamento permanente do material (GRACIO, 1995).

A figura 5.17 mostra que embora os fenômenos detectados para os aços AISI 304 e AISI 409 após a aplicação da rota laminação/tração/tração tenham sido semelhantes no início do recarregamento para a segunda etapa de tração, o impacto dessa mudança na trajetória de deformação no encruamento do segundo aço (AISI 409) foi maior que o exibido pelo primeiro aço (AISI 304).

Para o aço AISI 409 observa-se uma diminuição brusca da taxa de encruamento para o carregamento conduzido a 0° e quebra do corpo de prova para o recarregamento conduzido nas demais direções (45° e 90°), devido à instabilidade plástica imediata, figura 5.17(d).

Para o carregamento conduzido a 0° (“ α ” = 1,0), o valor da deformação efetiva acumulada até o início da instabilidade plástica (situação em que se observa $\theta \cdot 1/\sigma < 1$) é ligeiramente menor que o observado sob carregamento monotônico, quando ϵ_c é igual a 0,18 contra 0,25, respectivamente. Esses valores de deformação efetiva estão indicados por setas na figura 5.17(d).

De forma análoga ao exposto para o caso do aço AISI 304, a diferença da sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} em relação ao carregamento monotônico é a pré-

deformação em laminação a frio (ϵ_{et} de 0,06). Assim, pode-se afirmar que a diminuição da ductilidade detectada para o aço AISI 409 deve-se apenas ao esforço usado na pré-deformação (laminação a frio).

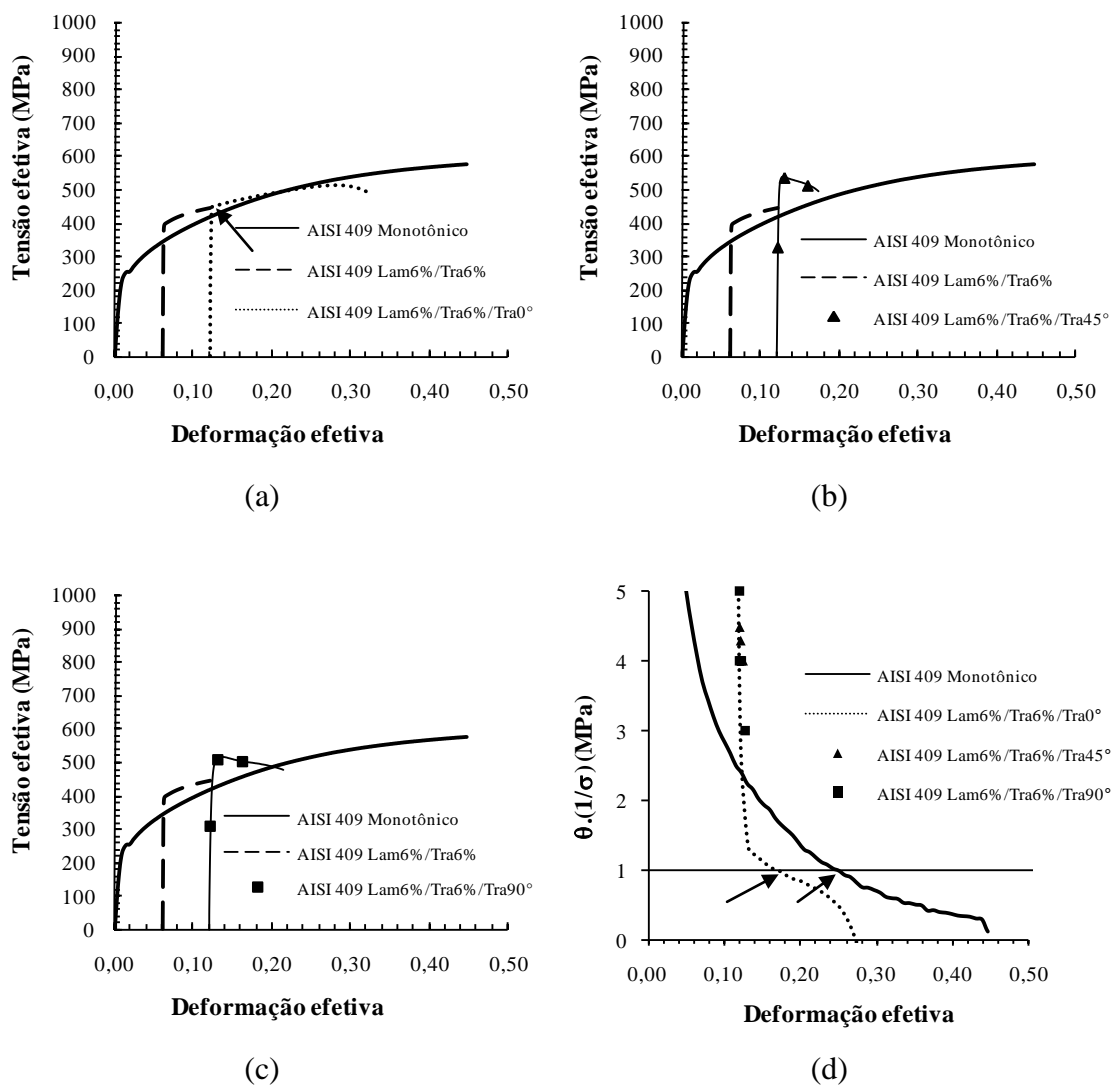


Figura 5.17 – Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para a rota laminação/tração/tração em função do ângulo de recarregamento em tração: (a) 0°, (b) 45°, (c) 90° e (d) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as três direções, aço AISI 409.

Considerando o efeito da aplicação da sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} na resistência mecânica do aço AISI 409, verifica-se que o valor da tensão de fluxo detectado durante o segundo recarregamento em tração foi igual à tensão de fluxo ao final do estágio anterior, sequência laminação_{6%}/tração_{6%} (~ 444MPa), mas superior ao valor observado para o carregamento monotônico com a mesma quantidade de deformação efetiva acumulada, ϵ_e de 0,12 ($\Delta\sigma$ de ~ 30MPa, o que equivale à 1,08,

quando se faz o cálculo da razão entre os valores da tensão de fluxo para essas duas condições de deformação plástica, vide a seta apontada na figura 5.17(a)).

A análise dos resultados encontrados para o aço AISI 409 após a imposição da rota de carregamento mecânico laminação/tração/tração, como a queda da taxa de encruamento normalizada, sugere a ação de diversas variáveis, como o tipo de esforço mecânico aplicado ao material (tração), que limita a deformação plástica desse material; à severidade da mudança na trajetória de deformação, à provável evolução microestrutural e à anisotropia do aço.

Comparando-se os resultados encontrados para a ductilidade e a resistência mecânica, pode-se concluir que o efeito do esforço de pré-deformação em laminação a frio no encruamento do aço AISI 409 imposto à sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} foi sensivelmente maior que o observado para o aço AISI 304 (vide as figuras 5.17(d) e 5.16(d), respectivamente).

Além disso, observa-se ainda que para as outras direções de sollicitação, 45° e 90°, o aço AISI 409 apresenta ductilidade reduzida com a aplicação do esforço de tração, rompendo rapidamente.

Considerando a severidade da mudança na trajetória de deformação, expressa pelo parâmetro “ α ”, pode-se afirmar que a condição mais crítica para a deformação plástica tanto do aço AISI 304 quanto do aço AISI 409 é aquela em que o recarregamento em tração foi feito a 90°. Nesta direção, o valor de “ α ” é zero, sendo a mudança de trajetória de deformação denominada de sequência ortogonal.

A sequência de carregamento ortogonal é caracterizada por apresentar a ativação de sistemas de escorregamento que estavam latentes durante a pré-deformação. Desta forma, a subestrutura de discordâncias criada durante a pré-deformação atua como obstáculo ao escorregamento dos sistemas de escorregamento que foram ativados no recarregamento do material.

Esse fato provoca o aumento da tensão de fluxo quando comparado com a condição de deformação monotônica do material (para a mesma quantidade de deformação plástica), sendo a magnitude desse aumento função da quantidade de pré-deformação (BOUVIER *et al.* 2005).

Para a sequência ortogonal (tração conduzida a 90°) do aço AISI 409, a razão da tensão de fluxo no recarregamento, σ_{fluxo} , em relação à tensão de fluxo referente ao carregamento monotônico, σ_{fluxo} , para a mesma quantidade de deformação efetiva acumulada ($\epsilon_e = 0,12$), foi de 1,21.

Após o aumento da resistência ao escoamento, nota-se a localização prematura da deformação plástica, como resultado da queda rápida da taxa de encruamento do aço AISI 409. Esse comportamento pode ser associado a duas causas básicas:

A primeira abordagem considera que a ductilidade reduzida apresentada pelo aço AISI 409 após a rota laminação/tração/tração esteja relacionada ao fato do valor da deformação plástica acumulada nessa rota de processamento ($\epsilon_e = 0,17$), ser próximo ao limite de estabilidade à tração desse material em condições de carregamento monotônico em tração ($\epsilon_e = 0,21$).

O segundo motivo para explicar o comportamento mecânico do aço AISI 409 é associado à formação e ao crescimento das microbandas de cisalhamento, devido à mudança rápida da provável subestrutura de discordâncias, fenômeno este comum em sequências ortogonais, como as utilizadas nas rotas de processamento mecânico laminação/tração/tração.

As microbandas cisalham a subestrutura de discordâncias criada previamente, ocasionando a queda da taxa de encruamento do material e a consequente ruptura do mesmo. Em função do modo de ação dessas microbandas, pode-se observar um amaciamento permanente do material, (HADDADI *et al.* 2006).

RAUCH e THUILLIER (1993a) mostram por análises de microscopia eletrônica de transmissão (MET), que a tensão necessária à formação das microbandas em uma sequência ortogonal está associada ao valor da tensão de escoamento no início do recarregamento enquanto a queda da taxa de encruamento corresponde ao cisalhamento da subestrutura de discordâncias, devido à ação das microbandas. Assim, a queda da taxa de encruamento em sequências ortogonais pode ser usada como um sinal da presença das microbandas.

Em sequências ortogonais comumente ocorre um aumento da taxa de encruamento após a queda inicial registrada no início do recarregamento. Esse fenômeno não foi percebido para o aço inoxidável 409 em qualquer das direções analisadas.

A ausência do aumento da taxa de encruamento após a localização prematura da deformação plástica do aço AISI 409 está relacionada com a limitação da deformação plástica em tração desse material ($\epsilon_e = 0,21$). Esse fato provavelmente impediu o estabelecimento de uma subestrutura de discordâncias nova com o aumento da deformação plástica em tração.

Contudo, a severidade da mudança da trajetória de deformação não explica o comportamento do aço AISI 409 quando o recarregamento é feito a 45°. Nessa sequência, o valor de “ α ” é igual a 0,5, indicando que a severidade da mudança na

trajetória de deformação é inferior àquela presente no recarregamento executado a 90° (“ α ” = 0,0).

Nessa condição, o aço inoxidável 409 exibiu o menor valor de deformação efetiva acumulada até a ruptura, aproximadamente 0,17. Além disso, a razão da tensão de fluxo no recarregamento, em relação à tensão de fluxo referente ao carregamento monotônico, para a mesma quantidade de deformação efetiva acumulada, é praticamente igual à detectada para o recarregamento feito a 90° : 1,22 contra 1,21, respectivamente.

Neste caso, outra variável pode ser a responsável pelo comportamento mecânico apresentado pelo aço AISI 409 sob a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°}: a evolução da textura cristalográfica, algo que não foi analisado neste trabalho.

Os dados contidos na tabela V.8 mostraram que o aço inoxidável 409 apresenta valor positivo para a anisotropia planar, $\Delta R = 0,64$, além de apresentar o menor valor para o fator de anisotropia a 45° , em relação à direção de laminação. Essa também é a direção que possui o maior valor da tensão limite de escoamento (vide tabela V.6) em condições de carregamento monotônico em tração. Além disso, o coeficiente de encruamento, como esperado, é o menor dentre as direções analisadas (vide tabela V.7).

Caso contrário, considerando que a textura cristalográfica não tenha sido alterada com as mudanças da trajetória de deformação (sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°}), pode-se relacionar a ductilidade baixa desse material à limitação da deformação nessa direção, como apontado nos testes de tração monotônicos.

A tabela V.9 mostra um resumo dos valores da razão da tensão de fluxo no início do recarregamento em relação ao valor da tensão de fluxo detectada no carregamento monotônico (para a mesma quantidade de deformação, $\epsilon_e = 0,12$). Pode-se perceber que para o aço AISI 304, o maior aumento de $\sigma_{\text{fluxo}}'/\sigma_{\text{fluxo}}$ ocorreu na tração conduzida a 0° .

Tabela V.9 – Valores da razão da tensão de fluxo após o recarregamento em tração (rota laminação_{6%}/tração_{6%}/tração) em relação à tensão de fluxo para o carregamento monotônico para os aços AISI 304 e AISI 409.

Material	$\sigma_{\text{fluxo}}'/\sigma_{\text{fluxo}}$ para $\epsilon_e = 0,12$		
	Lam/Tra/Tra 0°	Lam/Tra/Tra 45°	Lam/Tra/Tra 90°
AISI 304	1,15	1,03	1,08
AISI 409	1,08	1,22	1,21

Isso indica que a pré-deformação em laminação (única diferença observada em relação ao carregamento monotônico) possibilitou um aumento da resistência mecânica do

material e uma diminuição relativamente pequena da taxa de encruamento do aço AISI 304.

Para as outras direções de tração, como discutido anteriormente, o comportamento mecânico do aço AISI 304 foi parecido, tendo como referência, os valores da tensão de fluxo.

O aço AISI 409 apresentou comportamento mecânico semelhante ao do aço AISI 304 nas três direções de deformação da rota de processamento mecânico laminação_{6%}/tração_{6%}/tração. Contudo, os efeitos dessa rota de processamento na conformabilidade do primeiro material foram significativamente diferentes (mais intensos), em relação ao detectado no aço inoxidável 304N.

5.2.3.2 Rota laminação/tração/cisalhamento

A condição de carregamento laminação/tração/cisalhamento foi a segunda rota de processamento mecânico usada para avaliar o encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409.

Essa rota de processamento mecânico originou três sequências de carregamento e outros três valores para o parâmetro “ α ”: laminação/tração_{0°}/cisalhamento_{0°} (sequência ortogonal, “ α ” = 0,0), laminação/tração_{0°}/cisalhamento_{45°} (“ α ” = 0,5) e laminação/tração_{0°}/cisalhamento_{135°} (“ α ” = -0,5).

Nestas sequências de carregamento, os valores de “ α ”, para a primeira mudança na trajetória de deformação (laminação_{0°}/tração_{0°}), foram os mesmos mostrados na tabela V.8, ou seja, 0,63 e 0,78, para o aço AISI 304 e AISI 409, respectivamente.

A figura 5.18 mostra os resultados do aço AISI 304, em termos das curvas tensão efetiva – deformação efetiva após a imposição dessas sequências de carregamento.

As figuras 5.18(a), 5.18(b) e 5.18(c) mostram que o comportamento mecânico desse material depende fundamentalmente da direção em que o último modo de deformação plástica (cisalhamento) foi aplicado. Esse fato indica o efeito das mudanças na trajetória de deformação no encruamento do aço AISI 304, figura 5.18(d).

O recarregamento em cisalhamento efetuado a 0° apresentou comportamento típico de uma sequência ortogonal, ou seja, aumento da resistência ao escoamento, em relação à curva de referência (monotônica), além do transiente na taxa de encruamento normalizada.

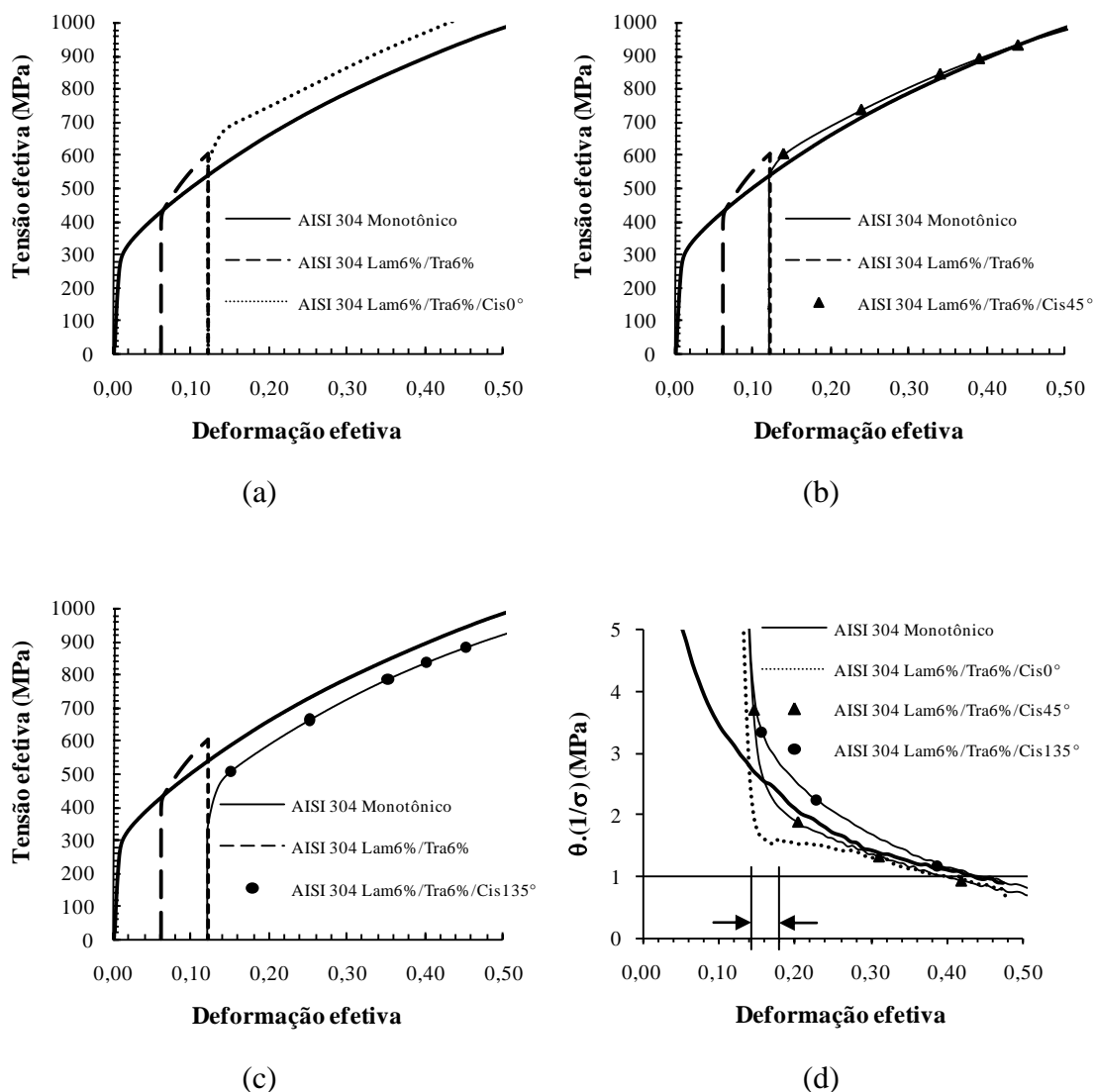


Figura 5.18 – Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para a rota laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento em função do ângulo de recarregamento em cisalhamento: (a) 0°, (b) 45°, (c) 135° e (d) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as três direções, aço AISI 304.

A taxa de encruamento normalizada diminui no início do recarregamento e em seguida, exibe um aumento transitório (aumento seguido de nova queda). Esse transiente no comportamento do encruamento do aço AISI 304 ocorre por um valor de deformação efetiva de aproximadamente $\epsilon_e \sim 0,04$ (as setas da figura 5.18(d) mostram esse intervalo de deformação efetiva). Contudo, a continuidade da deformação plástica reduz a taxa de encruamento novamente, ocasionando a interseção das curvas de taxa de encruamento

normalizada – deformação efetiva referentes à rota de processamento mecânico tração/cisalhamento e ao carregamento monotônico.

O encontro das curvas pode ser relacionado ao fato de que, embora o “trajeto” das mesmas até o momento da interceptação com a curva do carregamento monotônico tenha sido diferente, devido aos valores diferentes do parâmetro “ α ”, o último esforço aplicado ao material foi o mesmo: cisalhamento (WILSON *et al.* 1990).

Para a condição de “ α ” = 0,50 (sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°}, figura 5.18(b)), o recarregamento em cisalhamento praticamente não alterou a resistência ao escoamento, em relação ao valor da tensão de fluxo registrada para o carregamento monotônico para o valor de deformação efetiva, ϵ_e , de 0,12. Com o aumento da deformação plástica observa-se a interseção das curvas tensão efetiva - deformação efetiva, assim como observado para a última tração conduzida a 45° e a 90° na rota de processamento mecânico laminação/tração/tração (vide as figuras 5.16(b) e 5.16(c)).

Comparando-se as rotas de carregamento laminação/tração/tração e laminação/tração/cisalhamento para o aço AISI 304 (figuras 5.16 e 5.18), percebe-se que a distorção (oscilação) das curvas de taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva foi relativamente maior para a primeira rota de processamento mecânico.

Esses resultados sugerem que a reorganização subestrutural, decorrente do recarregamento em tração (considerando que a textura cristalográfica não tenha sido alterada), foi relativamente mais intensa que àquela registrada pela rota laminação/tração/cisalhamento.

Para o cisalhamento efetuado a 135° em relação à tração prévia (“ α ” = -0,5) observa-se que, assim como detectado para a sequência com reversão do sentido da deformação (teste Bauschinger, item 5.2.2, figura 5.13 (b)), o valor absoluto da redução da tensão de fluxo no início do recarregamento em cisalhamento, ($\Delta\sigma = \sigma_{\text{fluxo}}'/\sigma_{\text{fluxo}}$) foi igual a 0,61.

A semelhança do comportamento mecânico do aço inoxidável 304N para as sequências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{135°} e Bauschinger (pré-deformação de 0,12) está relacionada com a severidade da mudança na trajetória de deformação, sendo o parâmetro “ α ” igual a -0,5 e -1,0, respectivamente. No entanto, as respectivas curvas de taxa de encruamento normalizada são diferentes, (vide as figuras 5.18(d) e 5.13(c)). Isso pode ser associado ao fato de que no carregamento Bauschinger, a mudança da trajetória de deformação é relativamente mais severa.

Assim, conclui-se que a fração de discordâncias que é apagada com o recarregamento em cisalhamento reverso (sequência Bauschinger) é provavelmente maior que aquelas aniquiladas com o recarregamento em cisalhamento efetuado a 135° .

A curva de taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva do aço AISI 304 para o cisalhamento conduzido a 135° se mantêm sempre acima daquela referente ao carregamento monotônico (figura 5.18(d)). Isso permite afirmar que o valor da deformação efetiva acumulada necessário ao início da instabilidade plástica ($\theta \cdot 1/\sigma < 1$) não é reduzido com a mudança na trajetória de deformação, quando comparado com a condição de carregamento monotônico em cisalhamento.

O fato do aço AISI 304 não reduzir o valor da deformação efetiva necessário ao aparecimento da instabilidade plástica sob a rota de processamento mecânico laminação/tração/cisalhamento é comum às demais direções em que a mudança na trajetória de deformação foi efetuada.

Uma característica tecnológica importante da sequência de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{135°} é a redução da tensão de fluxo no início do recarregamento em cisalhamento, o que facilita o processo de conformação mecânica, mas sem reduzir o limite de deformação plástica crítica, ou seja, o aparecimento de pontos de instabilidade plástica.

A figura 5.19 mostra as curvas de tensão efetiva – deformação e da taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva para o aço AISI 409 obtidas após a aplicação das rotas de processamento mecânico compostas por laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento.

Para os recarregamentos efetuados a 45° e 135° , (figuras 5.19(b) e 5.19(c)), as curvas tensão efetiva – deformação efetiva interceptam a respectiva curva do carregamento monotônico. Entretanto, a trajetória que essas curvas executam até ocorrer o encontro das mesmas é diferente.

Para o cisalhamento conduzido na mesma direção da tração ulterior (sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, figura 5.19(a)), esse cruzamento das curvas de tensão efetiva – deformação efetiva não é observado.

Considerando o cisalhamento efetuado a 45° em relação à direção da tração anterior, o encontro das curvas ocorre devido à queda da taxa de encruamento observada após o aumento detectado no início da última mudança na trajetória de deformação (rota tração/cisalhamento_{45°}). Por outro lado, quando o ângulo entre carregamentos sucessivos (Θ) é igual a 135° , a interceptação das curvas de tensão efetiva-deformação efetiva não é observada. Contudo, a semelhança entre os dois tipos de comportamento é

a presença de transientes no encruamento que acompanham a mudança na trajetória de deformação, conduzindo em ambos os casos, ao encontro das curvas de tensão efetiva – deformação efetiva.

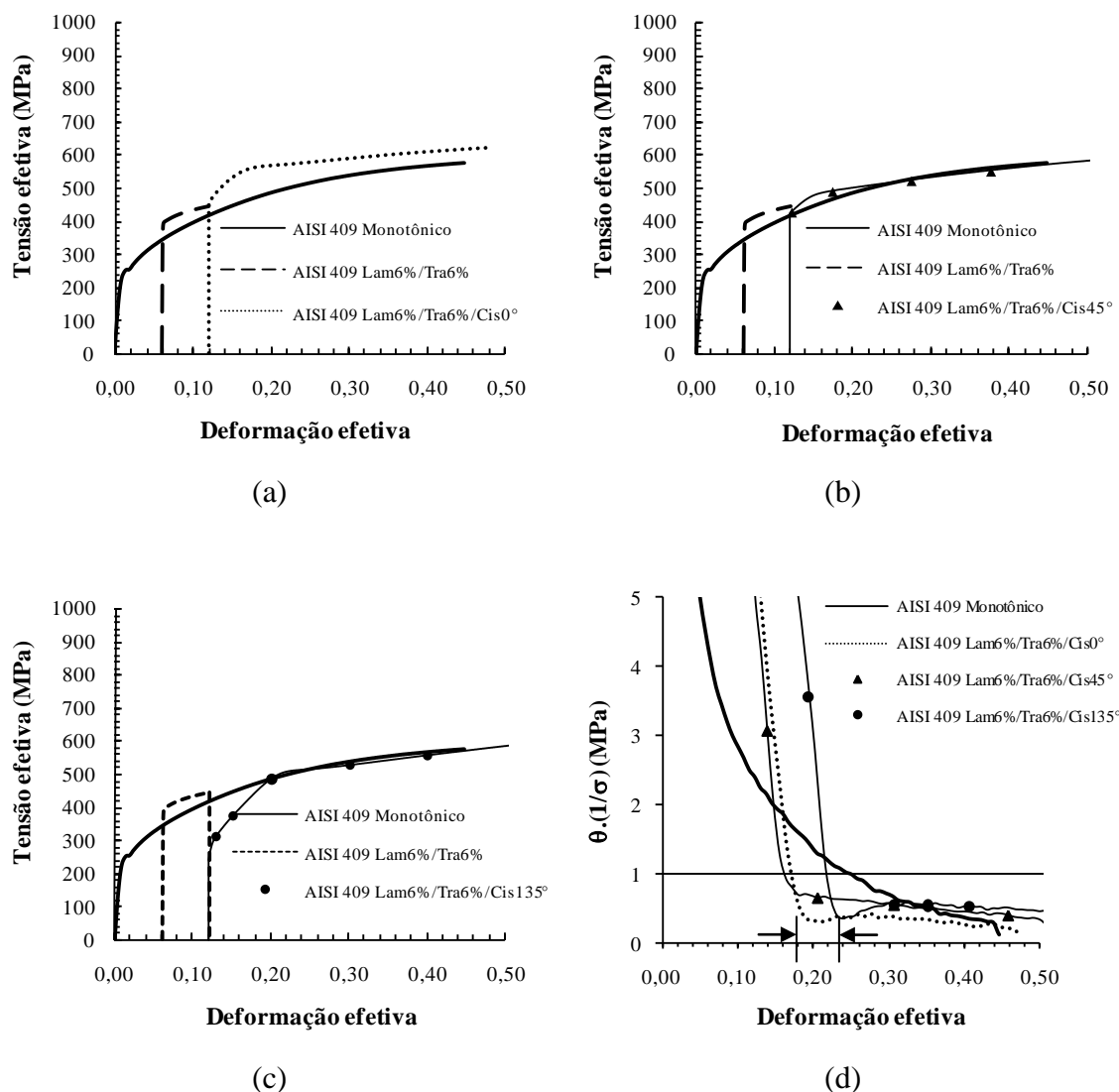


Figura 5.19 – Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para a rota laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento em função do ângulo de recarregamento em cisalhamento: (a) 0°, (b) 45°, (c) 135° e (d) curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para as três direções, aço AISI 409.

Embora o transiente do encruamento esteja presente em todas as direções testadas, nota-se que a intensidade do mesmo é menor para o recarregamento feito a 45°, figura 5.19(d). O fato da mudança na trajetória de deformação não ter sido severa nessa condição de deformação sugere que a subestrutura de discordâncias construída na etapa anterior (laminação/tração) tenha sofrido apenas uma reorganização.

Comparando-se o recarregamento em cisalhamento conduzido a 0° da sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} para os aços AISI 304 e AISI 409, nota-se que a intensidade do encruamento transiente, em termos do valor de deformação efetiva em que esse fenômeno é observado, é relativamente maior para o aço AISI 409. Para esse material, a figura 5.19(d) mostra que o transiente da taxa de encruamento normalizada equivale a um valor de deformação efetiva de $\epsilon_e \sim 0,06$, como indicado pelas setas mostradas na figura 5.19(d). Destaca-se ainda que o tamanho do transiente no encruamento para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} foi relativamente maior que para o cisalhamento executado a 45° e a 135° , dessa mesma rota de carregamento (laminação/tração/cisalhamento).

BARLAT *et al.* (2003) verificaram que a liga de alumínio AA1050-O, em condições de carregamento semelhantes (tração/cisalhamento com $\Theta = 45^\circ, 90^\circ$ e 135°), apresentou apenas uma reorganização da subestrutura de discordâncias quando o cisalhamento subsequente à tração foi feito a 45° . Neste mesmo trabalho, verificou-se a dissolução da subestrutura de discordâncias construída previamente para o recarregamento conduzido a 135° .

Contudo, embora os comportamentos mecânicos da liga de alumínio AA1050-O e do aço AISI 409 sejam semelhantes, a história de deformação do segundo material foi diferente: além da rota de processamento tração/cisalhamento, o aço AISI 409 foi pré-deformado em laminação a frio de $\epsilon_e = 0,06$ (BARLAT *et al.*, 2003).

Assim, para afirmar que a evolução microestrutural seja a responsável pelo comportamento mecânico do aço AISI 409 sob a rota laminação/tração/cisalhante deve-se considerar que o efeito da pré-deformação em laminação de 0,06 na organização da subestrutura de discordâncias tenha sido pequeno ou nulo.

O transiente do encruamento foi observado em todas as direções em que o cisalhamento foi conduzido, mas para o caso da sequência ortogonal (cisalhamento conduzido a 0° , figura 5.19(a)), o aumento da taxa de encruamento normalizada que seguiu à queda inicial foi relativamente pequeno, pois a curva de taxa de encruamento desta sequência não interceptou a curva do carregamento monotônico (figura 5.19(d)).

Esse comportamento pode ser relacionado ao fato de que para a sequência ortogonal, o estabelecimento de uma subestrutura de discordâncias nova, típica do último modo de deformação plástica, é supostamente mais difícil. A organização dessa subestrutura nova poderia provocar o aumento da taxa de encruamento, como notado para as demais direções.

Outra característica observada na rota laminação/tração/cisalhamento para o aço AISI 409 foi a tendência de aproximação das curvas de tensão efetiva – deformação efetiva com a respectiva curva do carregamento monotônico. Esse comportamento pode ser relacionado com a organização da subestrutura de discordâncias após o recarregamento.

Como afirmado anteriormente, após a reorganização e/ou dissolução da subestrutura de discordâncias criada na pré-deformação, o material tende a desenvolver outra que é típica do último modo de deformação.

Neste caso, o último modo de deformação para as três sequências analisadas foi o cisalhamento. Deve-se destacar apenas que esse esforço mecânico foi conduzido em direções diferentes, 0°, 45° e 135°, em relação ao carregamento anterior (tração).

O encontro das curvas foi mais fácil para o cisalhamento conduzido a 135° (figura 5.19(c)), pois nesta condição, a reversão da deformação tende a promover a dissolução da subestrutura de discordâncias anterior (BARLAT *et al.* 2003). Desta forma, verifica-se que para a sequência ortogonal, o encontro das curvas de tensão efetiva – deformação efetiva não foi possível, pois foi mais difícil destruir a subestrutura criada na pré-deformação.

O comportamento mecânico dos aços AISI 304 e AISI 409 sob a rota de processamento mecânico laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento foi semelhante, em termos quantitativos. No entanto, nota-se que o encruamento do aço inoxidável 409 é mais sensível a essa mudança na trajetória, pois os transientes no encruamento nesse material são mais intensos.

A tabela V.10 exhibe os valores da razão entre a tensão de fluxo efetiva para o recarregamento em cisalhamento, $\sigma_{\text{fluxo}'}$, em relação à tensão de fluxo referente ao carregamento monotônico, σ_{fluxo} , para a mesma quantidade de deformação plástica ($\epsilon_e = 0,12$). Os dados são apresentados para os aços AISI 304 e AISI 409, em função do ângulo entre carregamentos sucessivos (Θ) para a rota laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento.

Percebe-se que para as sequências mostradas na tabela, a razão $\sigma_{\text{fluxo}'}/\sigma_{\text{fluxo}}$ foi praticamente igual para os dois aços. Contudo, essa é uma descrição do comportamento observado nos aços AISI 304 e AISI 409 logo após a mudança da trajetória de deformação. Para uma mesma sequência de carregamento, o aumento da deformação plástica em cisalhamento provocou respostas diferentes para o encruamento desses materiais, em função da direção do cisalhamento, (vide as figuras 5.18(d) e 5.19(d)).

Tabela V.10 – Valores da razão da tensão de fluxo após o recarregamento em cisalhamento, (rota laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento), em relação à tensão de fluxo para o carregamento monotônico dos aços AISI 304 e AISI 409 ($\epsilon_e = 0,12$).

Material	$\sigma_{\text{fluxo}}/\sigma_{\text{fluxo}}$ para $\epsilon_e = 0,12$		
	Lam/Tra/Cis _{0°}	Lam/Tra/Cis _{45°}	Lam/Tra/Cis _{135°}
AISI 304	1,09	1,00	0,61
AISI 409	1,08	1,01	0,58

A variação do encruamento do AISI 304 com a mudança da direção de cisalhamento foi relativamente menor que a registrada para o aço AISI 409. Essa diferença de comportamento pode ser relacionada, por exemplo, às características estruturais dos aços AISI 304 e AISI 409 que influenciam o desenvolvimento e a estabilidade da subestrutura de discordâncias. O cisalhamento conduzido a 45° praticamente não provocou mudanças no encruamento do aço inoxidável 304N com a mudança na trajetória de deformação quando comparado com o comportamento desse material em condições de carregamento monotônico.

Por outro lado, para o aço AISI 409 essa mesma sequência de carregamento ocasionou uma oscilação maior da taxa de encruamento, embora o resultado tenha sido o mesmo, ou seja, o encontro das curvas de taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva.

Isso indica que para as mesmas condições de carregamento, a resistência da subestrutura de discordâncias do aço AISI 409 à mudança da trajetória de deformação é menor que a do aço AISI 304. O primeiro material possui uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), não apresentando falhas de empilhamento. Contudo, sob certas condições, como numa mudança na trajetória de deformação, a recuperação dinâmica por escorregamento cruzado pode ser possível. Diante disso, pode-se afirmar que o aço AISI 409 tende a exibir o comportamento mecânico de um material com estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC) de alta energia de falha de empilhamento. Assim, observa-se o desenvolvimento de uma subestrutura celular de discordâncias que é heterogênea e menos resistente que a aquela observada em materiais com estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC), como o aço AISI 304. (CHUNG e LEE 1993).

O aço AISI 304, por sua vez, é menos susceptível à ocorrência de processos de recuperação dinâmica. Deste modo, observa-se a criação de arranjos planares e mais homogêneos de discordâncias. Essa subestrutura, se comparada com a do aço AISI 409

é mais resistente à sua desestruturação através da deformação plástica ulterior à sua formação (CHUNG e LEE 1993).

5.2.3.3 Comparação das rotas laminação/tração/tração e laminação/tração/cisalhamento

Os dois itens anteriores, 5.2.3.1 e 5.2.3.2, mostraram os efeitos da aplicação das rotas de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento no comportamento mecânico dos aços inoxidáveis 304N e 409. Como visto, essas rotas de processamento mecânico apresentaram valores iguais (0,0 e 0,5) e diferentes (1,0 e -0,5) para o parâmetro “ α ”.

Considerando isso, será feita uma análise para as condições de carregamento em que “ α ” foram iguais e quando a direção do recarregamento em tração e em cisalhamento foi de 0°, mudando apenas o modo de deformação.

5.2.3.3.1 Aço AISI 304

A figura 5.20 compara as respostas exibidas pelo aço AISI 304 para as seqüências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, em termos das curvas tensão efetiva – deformação efetiva (figura 5.20(a)) e da taxa de encruamento normalizada (figura 5.20(b)) quando o valor de “ α ” é igual a 0,0 (seqüência ortogonal)

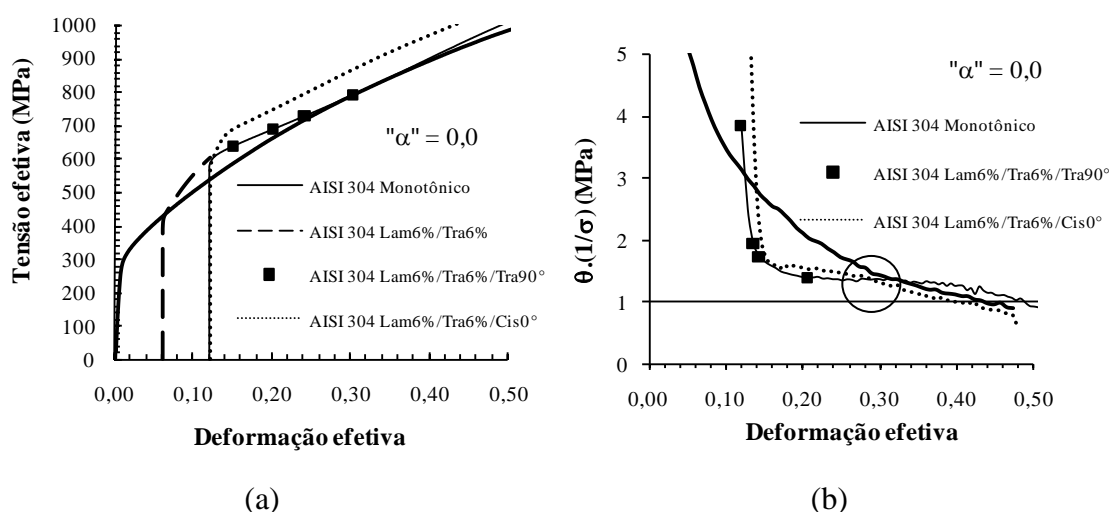


Figura 5.20 – Comparação seqüências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}: a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 304.

Ambas as sequências de carregamento apresentaram aumento da tensão de fluxo no início do recarregamento em tração e em cisalhamento, quando comparado com o carregamento monotônico em cisalhamento, para a mesma quantidade de deformação efetiva (figura 5.20(a)). A intensidade do aumento da tensão de fluxo foi semelhante para os dois modos de deformação, isto é, 1,08 e 1,09 para tração e para cisalhamento, respectivamente (vide as tabelas V.9 e V.10), embora a continuidade da deformação plástica em tração e em cisalhamento provoque reações diferentes no aço AISI 304.

Quando o recarregamento foi feito em tração, o transiente da taxa de encruamento é maior que o registrado para o recarregamento em cisalhamento, sendo possível observar a interseção das curvas de tensão efetiva – deformação efetiva. Esse resultado sugere que para uma mesma condição de mudança na trajetória de deformação (“ α ” = 0,0), a evolução subestrutural assumida pelo aço AISI 304 com o aumento da deformação plástica dependeu basicamente do último tipo de esforço mecânico aplicado ao material.

Destacando que a condição de deformação plástica anterior ao recarregamento em tração e em cisalhamento ((laminação_{6%}/tração_{6%}) foi a mesma, para ambas as sequências de carregamento, pode-se afirmar que a subestrutura de discordâncias construída antes do recarregamento seja igual para as duas sequências de carregamento. Contudo, ressalta-se que a disposição das discordâncias no carregamento subsequente dependerá das condições de deformação, como por exemplo, o modo e a direção de sollicitação mecânica.

A figura 5.20(b) mostra que a oscilação da taxa de encruamento normalizada do aço AISI 304 foi maior para o recarregamento em tração, indicando que nesse modo de deformação, a desestruturação da subestrutura de discordâncias criada previamente é mais difícil e intensa.

A presença desses transientes, como discutido anteriormente, está relacionada à ação de microbandas que se formaram durante a pré-deformação do material. A queda da taxa de encruamento que acompanha o aumento da tensão de fluxo nos estágios iniciais do recarregamento é comumente associada à ação dessas microbandas.

O estágio seguinte à formação das microbandas é o cisalhamento que elas provocam na subestrutura de discordâncias criada na condição anterior de deformação, causando, dentre outros efeitos, o amaciamento do material (GRACIO 1995).

Contudo, verifica-se que a taxa de encruamento normalizada exhibe um aumento ligeiro (vide a área marcada na figura 5.20(b)) após a queda inicial verificada nas duas sequências de carregamento. Esse aumento do encruamento depende, dentre outros fatores, do estabelecimento de uma subestrutura de discordâncias nova, característica do

novo modo de deformação plástica. WILSON *et al.* (1990) destacaram que o aumento da taxa de encruamento tende a ser maior na condição de solitação mecânica em que se observa a menor variação do modo de deformação plástica.

É possível observar que, após a interceptação das curvas tensão efetiva – deformação efetiva (a qual coincide com a provável aniquilação da subestrutura de discordâncias inicial), o encruamento do aço AISI 304 para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} ultrapassa a curva correspondente ao ensaio monotônico, algo não observado quando o recarregamento é feito em cisalhamento. Para esse último modo de deformação plástica, o aumento do encruamento é menor (vide figura 5.20(b)).

Essa diferença de comportamento mecânico indica novamente que, embora a severidade da mudança na trajetória de deformação, indicada pelo parâmetro “ α ”, seja igual, a sequência de carregamento e, conseqüentemente, a organização de uma subestrutura de discordâncias depende do modo de deformação. Quando a deformação é conduzida em tração, nota-se que o efeito da mudança na trajetória de deformação no encruamento do aço AISI 304 é maior que o produzido quando o esforço aplicado é de cisalhamento.

Com o objetivo de investigar o motivo das diferenças entre as respostas apresentadas pelas sequências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} foram realizadas análises por difração de raios-X em amostras do aço inoxidável AISI 304 submetidas a essas e outras sequências que serão mostradas ao longo deste trabalho.

Neste caso, a intenção das análises foi verificar se a transformação de fases induzida pela deformação plástica tem relação com a diferença de comportamento do encruamento desse material para as duas sequências ortogonais.

A figura 5.21 mostra os difratogramas obtidos após um valor de deformação efetiva acumulada de 0,45 para as rotas de processamento mecânico laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} (figura 5.21(a)) e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} (figura 5.21(b)) do aço inoxidável 304N. A origem do difratograma foi deslocada para o valor de ângulo 2θ de 40° por não ter sido observado a indicação de fases em faixas anteriores.

Pode-se perceber pela análise das figuras 5.21(a) e 5.21(b) que as duas sequências de carregamento apresentaram as mesmas fases: austenita (γ) e as martensitas épsilon e α' .

A quantidade relativa dessas fases será descrita posteriormente, após uma descrição breve das mesmas.

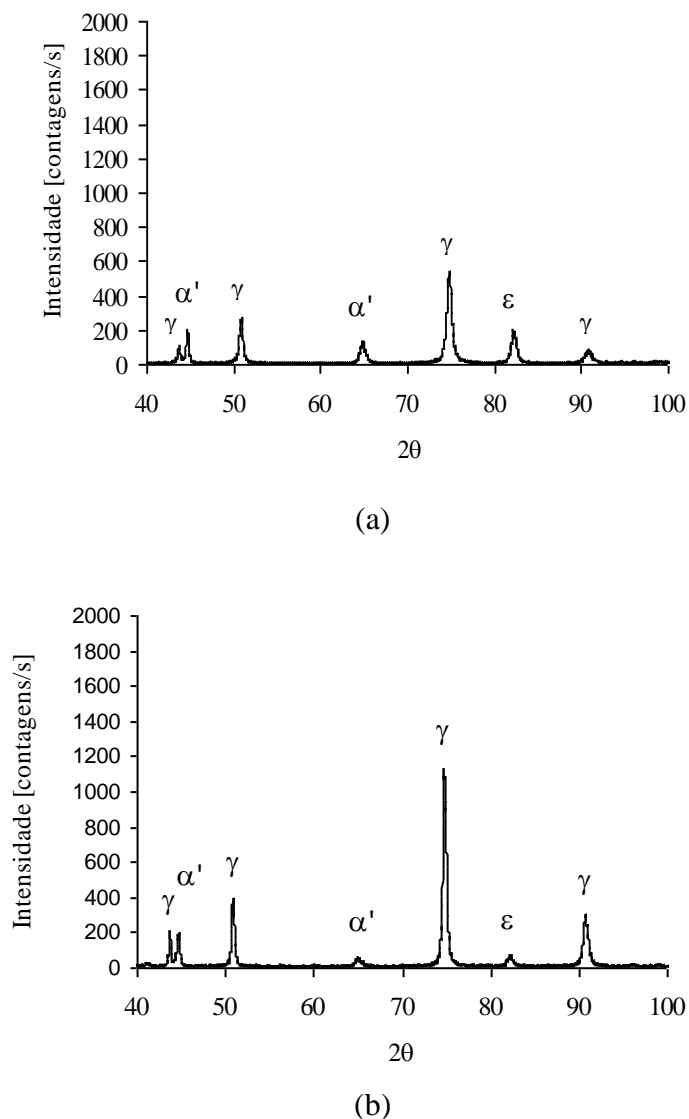


Figura 5.21– Difractogramas do aço AISI 304 para as seqüências de carregamento com “ α ” = 0,0: a) laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} e b) laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

A martensita épsilon tem estrutura cristalina hexagonal compacta (HC), apresentando uma relação ideal para a razão dos parâmetros de rede c e a . A formação dessa fase em aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 é induzida, dentre outros modos, por deformação plástica ou mediante um tratamento isotérmico abaixo da temperatura de início da transformação espontânea da austenita em martensita, em condições de resfriamento (ANGEL, 1954).

A martensita épsilon formada durante a deformação plástica do material foi detectada inicialmente por análise de difração de raios-X obtidas através de testes de tração, sendo

observada uma quantidade crescente da mesma até aproximadamente 0,05 de deformação em tração uniaxial. Em seguida, observou-se uma diminuição dessa martensita e o aparecimento de outra fase martensítica, a martensita α' .

A martensita α' nucleia a partir da fase épsilon, sendo comumente observada nas interseções das bandas de martensita épsilon ou próximo às interseções dessa fase com os contornos de grão e de macla. Essa martensita tem estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), sendo o seu tamanho limitado pela martensita épsilon, (MANGONON JR. e THOMAS 1970a).

A martensita α' tem o aspecto de ripas ou placas, devido ao afinamento de cristais no interior da martensita épsilon. Por sua vez, o aspecto da martensita épsilon foi descrito inicialmente como sendo bandas ou chapas finas escuras, sendo mais densa que a martensita α' (MANGONON JR. e THOMAS 1970a).

Diante do exposto, verifica-se que a fase austenítica, de ductilidade alta, presente no aço AISI 304, pode se transformar, mediante deformação plástica, em outra com ductilidade diferente (normalmente menor): a martensita. Contudo, essa fase é significativamente mais resistente que a austenita, contribuindo para o aumento do encruamento macroscópico do material (OLSON e COHEN 1975)

A análise da quantidade relativa das fases indicou a presença de aproximadamente 15% de martensita épsilon e de 18% de martensita α' para sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°}. Para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} a quantidade das martensitas épsilon e α' foi menor: 4% e 10%, respectivamente.

Embora a quantidade relativa dessas fases seja apenas uma estimativa, pois o método de estudo utilizou basicamente os difratogramas obtidos pelas análises por difração de raios-X das amostras de aço inoxidável 304N, pode-se relacionar, dentre outros motivos, a diferença do aumento do encruamento das duas sequências de carregamento (vide figura 5.20(b)) à quantidade da martensita α' .

A presença da transformação martensítica α' aumenta a taxa de encruamento durante a deformação plástica, ocasionando um endurecimento adicional do material (TAVARES *et al.* 2000). O fato da sequência de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} ter apresentado um aumento do encruamento maior que o registrado para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} após o estágio transiente (vide figura 5.20(b)) sugere que essa diferença de comportamento é devido à presença de uma quantidade maior da martensita α' na sequência em que o último modo de deformação é a tração.

No entanto, a figura 5.20(a) mostrou que a curva tensão efetiva – deformação efetiva da sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} esteve sempre acima da respectiva curva da sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°}, sequência que apresentou a maior quantidade de martensita α' .

Isso sugere que a reorganização da subestrutura de discordâncias, de acordo com o modo de deformação utilizado no recarregamento do material, tenha sido mais rápida quando o recarregamento é o cisalhamento.

Assim, percebe-se que a influência da martensita α' no encruamento do aço AISI 304 foi notada apenas após uma quantidade apreciável de deformação (ϵ_e de $\sim 0,10$ de deformação efetiva isolada ou $0,22$ de deformação efetiva acumulada, vide figura 5.20(b)), quando a taxa de encruamento da sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} ultrapassa a taxa de encruamento verificada no carregamento monotônico.

Para a outra sequência, laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, o efeito da ocorrência da martensita α' no encruamento do aço AISI 304 foi retardar a queda da taxa de encruamento.

A outra combinação de carregamento em que se verificou o mesmo valor para o parâmetro “ α ” ($0,50$) para as rotas de processamento mecânico laminação/tração/tração e laminação/tração/cisalhamento foi obtida para o recarregamento conduzido a 45° , em relação ao primeiro ensaio de tração.

Desta forma, a figura 5.22, assim como a 5.20, apresenta as curvas tensão efetiva – deformação efetiva (figura 5.22(a)) e a taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva (figura 5.22(b)) para as sequências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°}.

Assim como observado para as sequências ortogonais, a resistência oferecida pela subestrutura de discordâncias ao escoamento em tração e em cisalhamento, sendo ambos conduzidos a 45° em relação à etapa anterior (laminação_{6%}/tração_{6%}), foi semelhante. Os valores da razão $\sigma_{\text{fluxo}}/\sigma_{\text{fluxo}}$ para as sequências laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°} mostrados nas tabelas V.9 e V.10 foram de $1,08$ e de $1,00$, respectivamente.

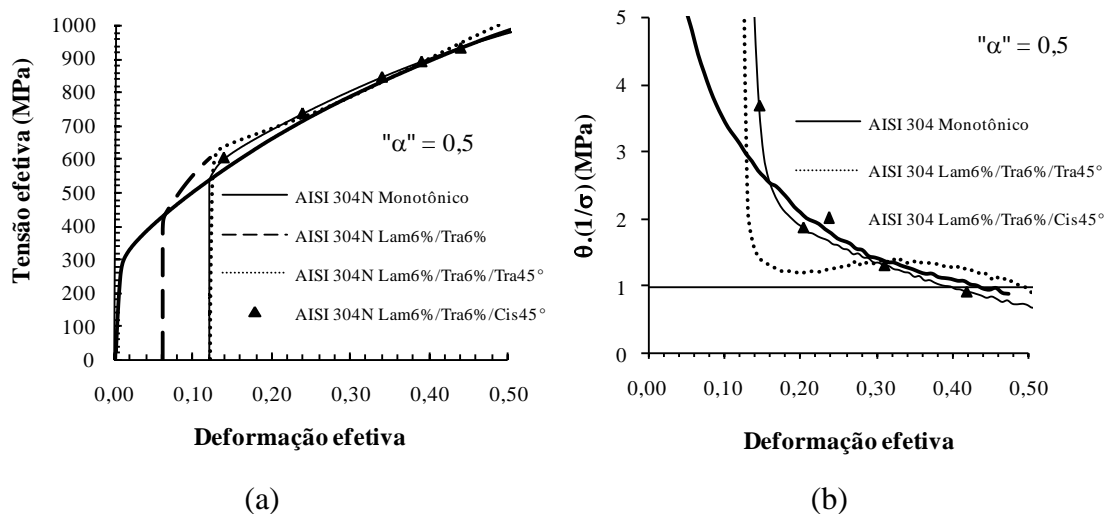


Figura 5.22 – Comparação seqüências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°}: a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 304.

De forma análoga ao detectado para a condição de carregamento em que o parâmetro “ α ” foi igual a 0,0, a resposta do encruamento do aço inoxidável 304N após a aplicação das duas seqüências de carregamento dependeu fundamentalmente do modo de deformação.

Para as duas condições de recarregamento, tração e cisalhamento, a taxa de encruamento do aço AISI 304 diminui no início do recarregamento, sendo essa queda mais acentuada para a seqüência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°}, mas sem apresentar instabilidade plástica, ou seja, a taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) não alcança valores menores que 1 (unidade).

Apesar da queda da taxa de encruamento normalizada das seqüências laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°} não exibir valores menores que 1, pode-se observar pela análise da figura 5.22(b) que a taxa de encruamento do aço AISI 304 quando imposto a essas seqüências de carregamento atinge valores menores que os encontrados no carregamento monotônico das respectivas seqüências. O valor de deformação efetiva em que se observa essa situação é de $\sim 0,18$ quando o recarregamento é conduzido em tração e de $\sim 0,10$, quando o recarregamento é feito em cisalhamento.

Em seguida, assim como observado para a seqüência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} (vide figura 5.20(b)), a taxa de encruamento normalizada referente ao carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} supera a curva de referência (carregamento monotônico).

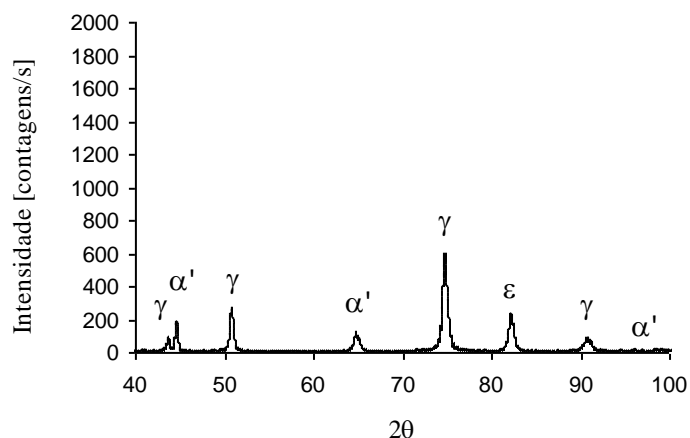
Para a outra condição de carregamento, laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°}, o aumento da taxa de encruamento normalizada favorece apenas o encontro das curvas de taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva e conseqüentemente, da curva tensão efetiva – deformação efetiva do carregamento monotônico.

Comparando as respostas exibidas pelo aço AISI 304 para as duas rotas de processamento mecânico, pode-se afirmar que para o recarregamento feito em tração, a redução da taxa de encruamento é relativamente maior, mas em seguida, o material adquire uma condição de encruamento superior à registrada na condição de carregamento simples (monotônico).

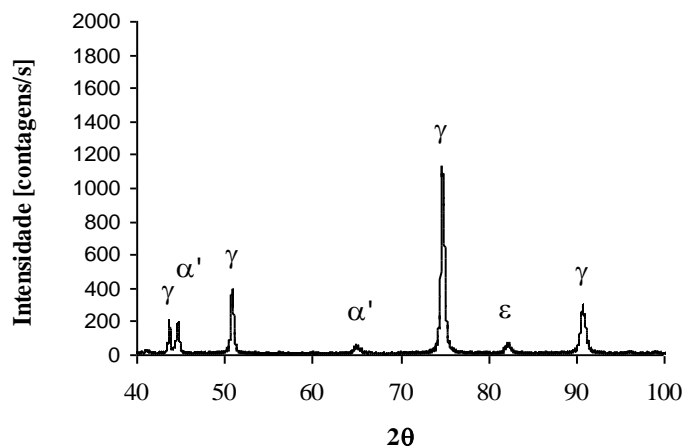
Essas diferenças de comportamento no encruamento do material também foram examinadas em termos da transformação martensítica aferida pela técnica de difração de raios-X. A figura 5.23 mostra os difratogramas das duas seqüências de carregamento em que o parâmetro “ α ” é igual a 0,50.

Novamente, a transformação martensítica ficou concentrada na seqüência que apresentou o maior aumento do encruamento após a queda detectada no início do recarregamento, seja em tração ou em cisalhamento. Deste modo, a seqüência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°}, registrou a presença de 16% de martensita épsilon e de 17% de martensita α' , sendo semelhante à detectada na seqüência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°}, onde se observou a presença de 15% de martensita épsilon e de 18% de martensita α' .

A seqüência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°} por sua vez, também apresentou uma quantidade de martensita semelhante à detectada na análise anterior, sendo composta de 4% de martensita épsilon e de 8% de martensita α' .



(a)



(b)

Figura 5.23– Difratogramas do aço AISI 304 para as rota de processamento mecânico com “ α ” = 0,5: a) laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e b) laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°}.

Por fim, as rotas de processamento mecânico que apresentaram valores distintos para o parâmetro “ α ” na última etapa de mudança na trajetória de deformação foram estudadas. Duas sequências de carregamento foram escolhidas: uma com apenas uma mudança na trajetória de deformação (sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°}, “ α ” = 1,0) e outra com mudanças sucessivas no caminho de deformação (sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, “ α ” = 0,0).

Assim como a figura 5.22, que exibiu as curvas tensão efetiva – deformação efetiva e de taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva para as sequências de carregamento com “ α ” igual (0,50), a figura 5.24 mostra essas mesmas curvas para as sequências com o parâmetro “ α ” diferente para a última mudança na trajetória de deformação (1,0 e 0,0).

A figura 5.24(a) mostra que a curva da sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} permanece abaixo da curva referente ao carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, algo esperado, devido ao aumento da severidade da mudança na trajetória de deformação para a mudança na trajetória de deformação dessa sequência de carregamento (tração_{6%}/cisalhamento_{0°}).

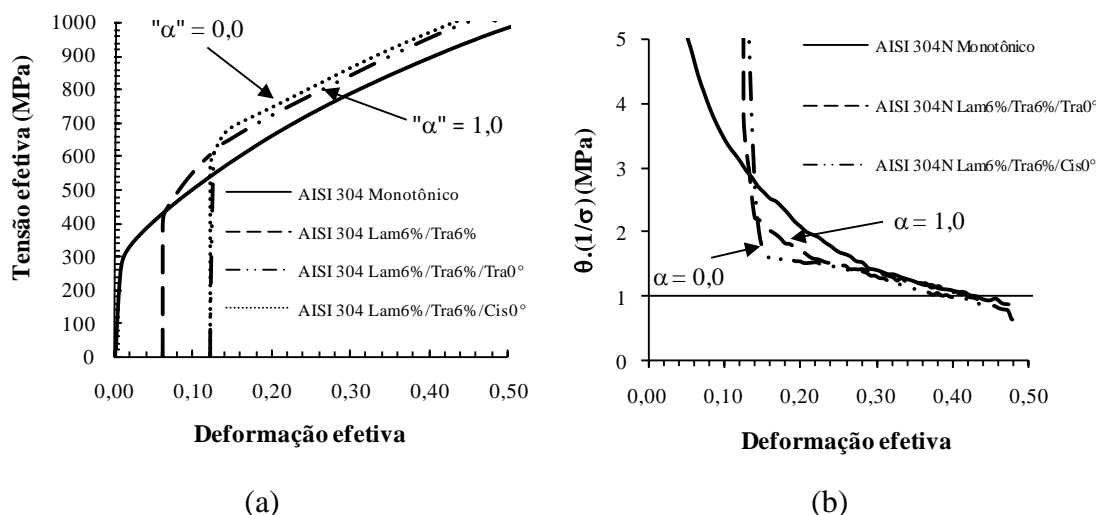


Figura 5.24 – Comparação sequências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}: a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 304.

De maneira similar, o aço AISI 304 apresentou para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} a queda e a oscilação menores da taxa de encruamento normalizada, figura 5.24(b). Esses resultados confirmam que, excetuando-se a mudança do caminho de deformação entre a pré-deformação em laminação ($\varepsilon_{et} = 0,06$) e a tração subsequente ($\varepsilon_e = 0,06$), a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} apresenta um comportamento mecânico típico de um carregamento monotônico.

A figura 5.24(b) revela ainda que a quantidade de deformação, seja em laminação ou em tração, $\varepsilon_e = 0,06$, é pequena para provocar alterações no encruamento do aço AISI 304. Com o aumento da deformação plástica em tração, nota-se que o principal efeito da pré-deformação em laminação a frio na taxa de encruamento normalizada desse material é o de provocar o deslocamento da respectiva curva de taxa de encruamento normalizada para uma posição abaixo daquela ocupada pela curva de referência (carregamento monotônico).

Para a outra sequência de carregamento, laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, verifica-se, pela análise das figuras 5.18(d) e 5.24(b) que o recarregamento em cisalhamento conduzido na mesma direção da tração anterior foi a condição que provocou o transiente

maior na taxa de encruamento normalizada, algo comum de ser observado para uma condição de carregamento em que se tem uma mudança brusca do caminho de deformação (“ α ” = 0,0).

Assim como feito para o estudo das sequências de carregamento em que o parâmetro “ α ” foi igual (0,0 e 0,50), a figura 5.25 mostra os difratogramas obtidos para o aço AISI 304 após o processamento das sequências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} (figura 5.25(a)) e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} (figura 5.25(b)).

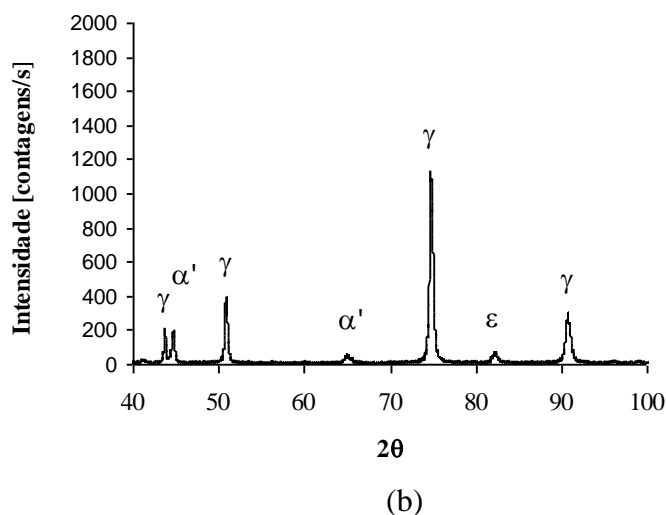
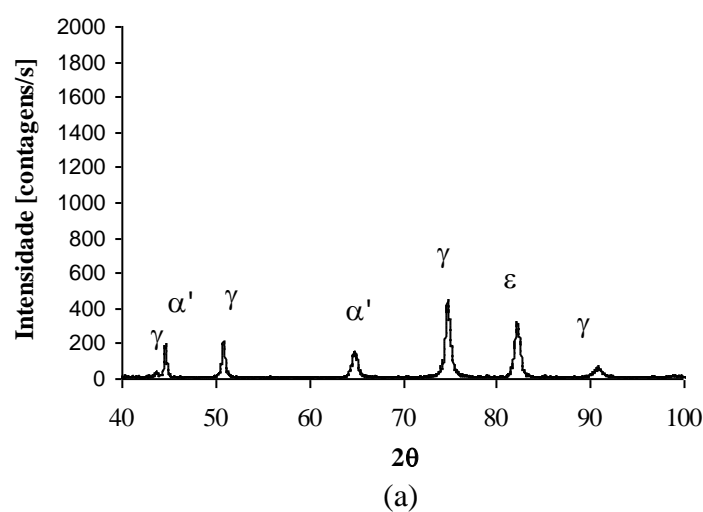


Figura 5.25– Difratogramas do aço AISI 304 para as sequências de carregamento: a) laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°}, “ α ” = 1,0 e b) laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, “ α ” = 0,0.

A análise da quantidade relativa das fases indicou que as sequências de processamento mecânico mostradas nas figuras 5.25(a) e 5.25(b) foram as que apresentaram a maior quantidade das martensitas ϵ e α' . Para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} foram registrados 26% de martensita ϵ e 21% de martensita α' . Já a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} indicou a presença de 4% e de 10%, de martensitas ϵ e α' , respectivamente.

A presença de uma quantidade grande de martensita na sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} era esperada, pois, excluindo a pré-deformação em laminação a frio, o restante do carregamento é conduzido na mesma direção e no mesmo modo de deformação plástica (tração). Dados da literatura atestam que a quantidade da martensita α' aumenta com a quantidade de deformação, em detrimento da redução da quantidade de martensita ϵ , de acordo com a sequência de transformação martensítica: austenita \rightarrow martensita ϵ \rightarrow martensita α' (MANGONON e THOMAS, 1970a).

Nesse contexto, os resultados da análise quantitativa das fases identificadas na sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} sugerem que uma quantidade ainda maior de martensita α' pode ser formada, admitindo-se que o aparecimento desse tipo de martensita seja proveniente da decomposição da martensita ϵ (MANGONON e THOMAS, 1970b).

Com relação à contribuição da martensita α' no encruamento do aço inoxidável 304N, pode-se afirmar que para as sequências laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°}, a presença desse constituinte foi o de impedir uma queda acentuada da taxa de encruamento com as mudanças na trajetória de deformação. Por outro lado, para as sequências laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°}, laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°}, a ocorrência de uma quantidade maior de martensitas ϵ e α' , como mostrado na tabela V.11, em relação às outras sequências de carregamento, permitiu um aumento da taxa de encruamento após o período de queda, detectado nos estágios iniciais dessas mudanças na trajetória de deformação.

Isso pode ser relacionado ao fato de que, nas outras condições de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°}, admite-se que o aço AISI 304 sofra uma reorganização da subestrutura de discordâncias maior na última mudança da trajetória de deformação, pois a mudança no modo de deformação plástica foi mais intensa (tração para cisalhamento).

Tabela V.11 – Quantidade relativa (%) das martensitas épsilon e α' para o aço AISI 304 em função das sequências de carregamento.

Sequência de Carregamento	Quantidade relativa martensita épsilon (%)	Quantidade relativa martensita α' (%)
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Tração _{0°}	26	21
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Cisalhamento _{0°}	4	10
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Tração _{45°}	16	17
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Cisalhamento _{45°}	4	8
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Tração _{90°}	15	18

5.2.3.3.2 Aço AISI 409

As mesmas sequências de carregamento estudadas para o aço AISI 304 foram analisadas para o aço AISI 409. A primeira condição reuniu as sequências em que “ α ” foi igual a zero, ou seja, laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

As curvas tensão efetiva – deformação efetiva e taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva dessas sequências de carregamento são mostrada nas figuras 5.26(a) e 5.26(b), respectivamente.

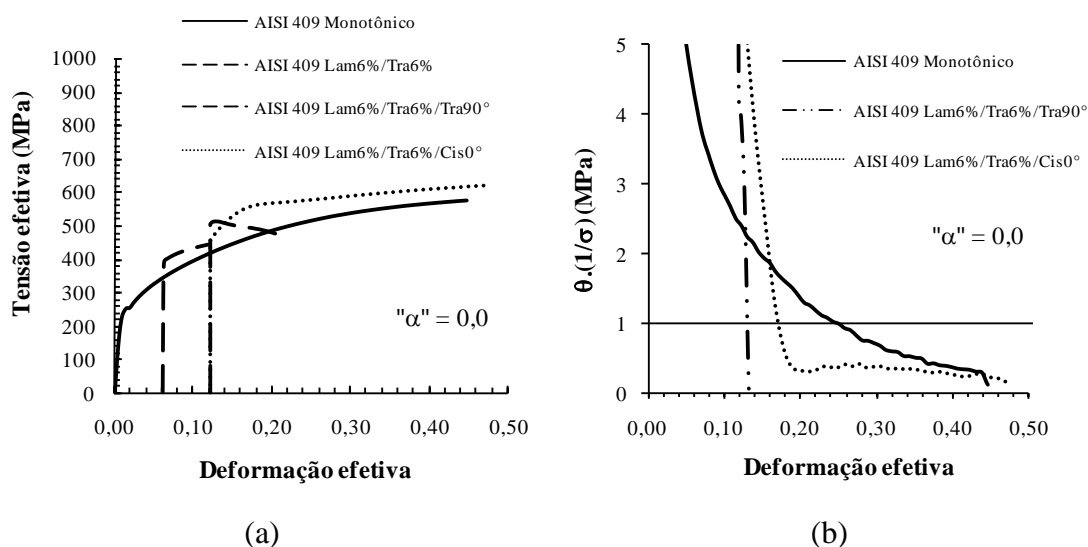


Figura 5.26 – Comparação sequências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}: a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 409.

Considerando que o aço inoxidável 409 pertence à classe dos aços inoxidáveis ferríticos, a análise por difração de raios-X não foi realizada nesse material.

Pode-se perceber que o limite de deformação plástica (deformação obtida até o início da instabilidade plástica, ou seja, quando $\theta \cdot 1/\sigma$ é menor que 1 (figura 5.26(b)) desse material depende principalmente do modo de deformação, não sendo necessariamente, função da severidade da mudança na trajetória de deformação.

Como mostrado no item 5.2.3.1 (rota laminação/tração/tração), quando o recarregamento é conduzido em tração, o aço AISI 409 apresenta instabilidade plástica praticamente imediata, sendo isso registrado pela curva 5.26(b).

Para a outra rota de processamento mecânico (laminação/tração/cisalhamento), a direção de sollicitação mecânica (esforço cisalhante é aplicado na mesma direção do esforço de tração anterior) e, principalmente, a modificação do modo de deformação plástica no último estágio de sollicitação (tração por cisalhamento) afetam o comportamento mecânico do aço inoxidável AISI 409.

Os motivos para as diferenças de encruamento dessas rotas de carregamento mecânico foram discutidos anteriormente e relacionam a piora da condição de conformabilidade do aço AISI 409, quando recarregado em tração, ao fato desse modo de deformação ser mais propenso à ação das microbandas e susceptível à formação do ponto de estricção. Além disso, cita-se o fato das características estruturais desse aço contribuir para a maior sensibilidade do aço AISI 409 aos efeitos das mudanças na trajetória de deformação.

Essa afirmação considera o fato de que a provável organização subestrutural assumida pelo aço inoxidável 409 durante a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} (distribuição celular) ser menos resistente à reorganização subestrutural decorrente das mudanças na trajetória de deformação que aquela admitida para a rota de processamento laminação/tração/cisalhamento.

Neste caso, os resultados encontrados para o comportamento mecânico macroscópico sugerem que quando o recarregamento é feito em cisalhamento, a subestrutura de discordâncias criada nos estágios anteriores (laminação_{6%} e tração_{6%}) também sofra uma reestruturação, mas que em seguida, apresente uma distribuição nova que seja mais estável.

Os resultados encontrados para o aço AISI 409 podem ser comparados com aqueles apresentados pelo aço AISI 304 (vide as figuras 5.20 e 5.22). Para o aço inoxidável 304N, o esforço de tração também apresentou as piores respostas no início do

recarregamento, em termos de encruamento, para uma mesma severidade de mudança na trajetória de deformação.

Contudo, é necessário destacar que os esforços de tração e de cisalhamento apresentam diferenças fundamentais. A característica que mais diverge entre esses modos de deformação o fato do esforço de cisalhamento não apresentar a formação de pontos de estricção. Isso ocorre porque o cisalhamento pode ser considerado um modo de deformação plana, não exibindo deformação plástica na região da espessura.

O segundo roteiro de deformação plástica em que duas sequências de carregamento diferentes tiveram o mesmo parâmetro “ α ” (0,50) compreendeu a realização de ensaios de tração e de cisalhamento conduzidos a 45° em relação ao estágio anterior de deformação. Considerando isso, a figura 5.27 mostra os resultados apresentados pelo aço AISI 409 após a aplicação das sequências laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°}.

Para os valores de “ α ” iguais a 0,00 e 0,50, a sequência de carregamento que ocasionou a maior redução da taxa de encruamento do aço inoxidável 409 foi aquela em que o último esforço aplicado é a tração (laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°}).

É importante destacar que essa diminuição do encruamento do aço AISI 409 foi muito mais drástica que a observada para o carregamento monotônico, demonstrando o efeito da mudança na trajetória de deformação no comportamento mecânico desse material.

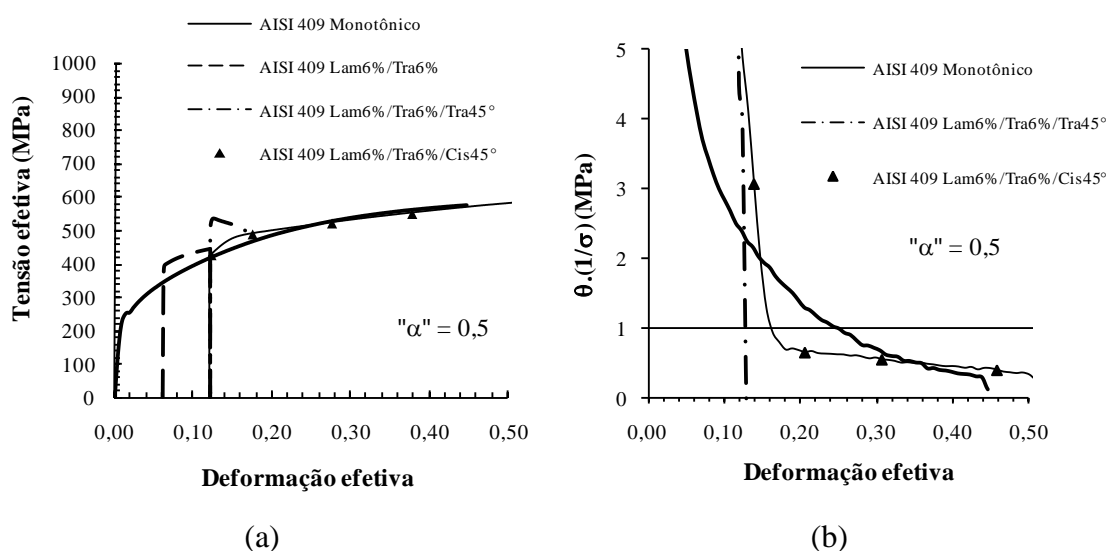


Figura 5.27 – Comparação sequências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°}: a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 409.

Com o objetivo de verificar o efeito do modo de deformação aplicado no último estágio de deformação no encruamento do aço AISI 409, as sequências laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} também foram comparadas. Neste caso, deve-se considerar que, ao contrário dos dois casos analisados anteriormente, essas sequências de carregamento têm parâmetros “ α ” distintos: 1,0 e 0,0, respectivamente.

Desta forma, considerando-se a severidade da mudança na trajetória de deformação, pode-se afirmar que as sequências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} são duas condições de solicitação mecânica que apresentam valores opostos de “ α ”.

Para a rota de processamento mecânico em que o último esforço é a tração, tem-se uma sequência pseudo-monotônica (ela não pode ser considerada completamente monotônica devido à condução da pré-deformação em laminação a frio de 0,06). Por outro lado, para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, a severidade da mudança na trajetória é a mais drástica, pois “ α ” é zero.

Considerando essas diferenças, a figura 5.28 exhibe as curvas tensão efetiva – deformação efetiva (figura 5.28(a)) e taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva (figura 5.28(b)) para as sequências laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}. Pode-se afirmar, ao comparar essas sequências de carregamento, que o estado inicial do material (pré-deformado) e o modo de deformação plástica são as variáveis que mais afetam o encruamento do aço AISI 409.

A interpretação das figuras 5.28(a) e 5.28(b) confirma as considerações feitas às sequências anteriores, ou seja, mesmo para uma condição mais severa de mudança na trajetória de deformação (“ α ” = 0,0, sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}), o encruamento do aço AISI 409 quando recarregado em tração (“ α ” = 1,0, sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°}) continuou exibindo sinais de oscilação, mesmo sendo uma condição de carregamento mecânico semelhante ao carregamento monotônico.

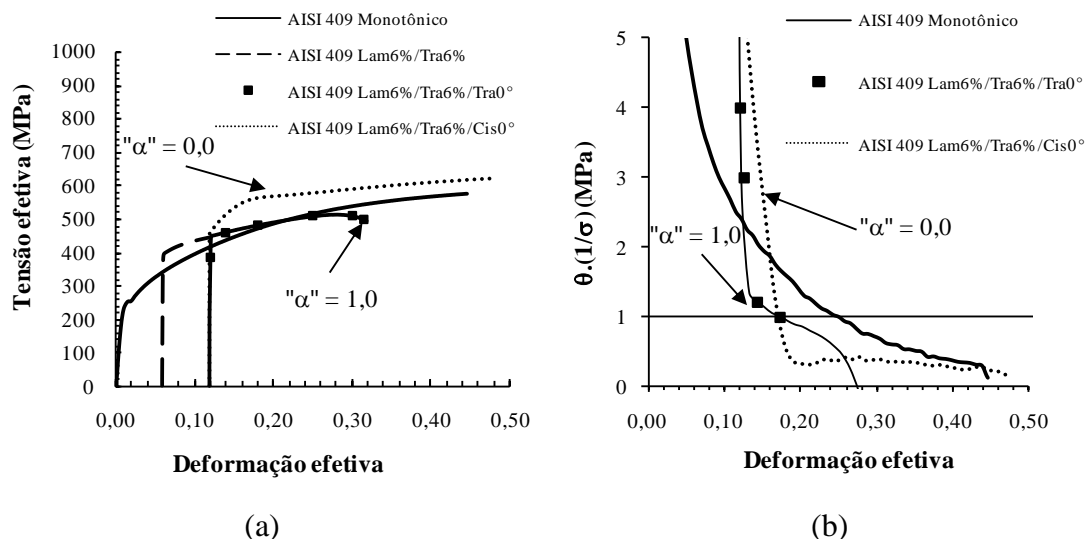


Figura 5.28 – Comparação sequências de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}: a) curvas tensão efetiva – deformação efetiva e b) taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva, aço AISI 409.

5.2.3.4 Efeito dos esforços de laminação a frio e de tração no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}

O item 5.2.1 estudou a influência do modo de pré-deformação (laminação a frio e tração uniaxial com $\epsilon_{et} = 0,06$) no comportamento mecânico dos aços AISI 304 e AISI 409 mediante a aplicação das sequências de carregamento laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, enquanto as figuras 5.16(a) e 5.17(a) mostraram o efeito do esforço de laminação a frio da sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°} na resistência mecânica desses aços. Os resultados indicaram que o encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 é sensível ao modo usado na pré-deformação desses materiais.

Quando a pré-deformação é conduzida em tração, a intensidade dos fenômenos detectados, como o aumento da resistência ao escoamento e a presença de transientes na taxa de encruamento normalizada, é maior que o observado para o outro modo de pré-deformação (laminação a frio). Contudo, deve-se destacar que a intensidade desses fenômenos foi diferente para cada tipo de material, sugerindo que os efeitos decorrentes de uma mudança na trajetória dependem não só do modo de deformação plástica, mas também das características estruturais do material analisado.

Diante dos resultados apresentados, a influência dos carregamentos de laminação a frio e de tração no encruamento dos aços inoxidáveis 304N e 409 para a sequência de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} será discutida neste item. Para analisar os esforços de tração e de laminação, a sequência completa, ou seja, aquela que

envolve os três tipos de esforços (laminação a frio, tração e cisalhamento) foi dividida em duas, sendo a diferença entre elas a ausência dos esforços de laminação a frio ou de tração.

A primeira opção de estudo compreendeu a análise das sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, comparando-se assim, o efeito da eliminação do esforço intermediário de tração na rota de processamento mecânica completa. Essa abordagem é feita através da interpretação da figura 5.29(a) que mostra as curvas tensão efetiva – deformação efetiva para essas duas sequências de carregamento mecânico.

De modo semelhante, a influência do esforço de laminação a frio no encruamento do aço AISI 304 para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} foi avaliada mediante o uso de outra sequência de carregamento: tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, como mostrado pela figura 5.29(b).

Considerando a primeira abordagem, a análise da figura 5.29(a) revela que a ausência do carregamento trativo intermediário reduz a tensão de fluxo da curva tensão efetiva – deformação efetiva, quando comparada com a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

No entanto, o aumento da deformação plástica em cisalhamento ($\epsilon_e = 0,42$) provoca a interceptação das curvas dos carregamentos laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}. Isso sugere que a aplicação do esforço de cisalhamento, ou seja, o último modo de deformação plástica reduz o efeito do esforço de tração na sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

Considerando isso, admite-se que a configuração subestrutural assumida pelo aço AISI 304 ao final das rotas de processamento laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} seja semelhante. No entanto, essa hipótese só é válida porque a quantidade de deformação plástica conduzida em tração foi relativamente pequena ($\epsilon_e = 0,06$).

Com relação à subestrutura de discordâncias construída durante a aplicação da sequência de carregamento laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} pode-se admitir dois tipos de comportamento.

A primeira hipótese considera que a subestrutura de discordâncias criada com a deformação efetiva de 0,06 em laminação seja pouco resistente ao recarregamento em cisalhamento. Por outro lado, deve-se considerar ainda que essa subestrutura de

discordâncias seja semelhante àquela desenvolvida após a aplicação do esforço cisalhante.

Desta forma, a desestruturação subestrutural que o material experimenta com o recarregamento em cisalhamento é pequena ou nula. Uma indicação desse suposto comportamento é indicada pela ausência de oscilações na curva de taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva como está mostrado na figura 5.30, além da quantidade de deformação plástica em laminação ter sido pequena ($\varepsilon_e = 0,06$).

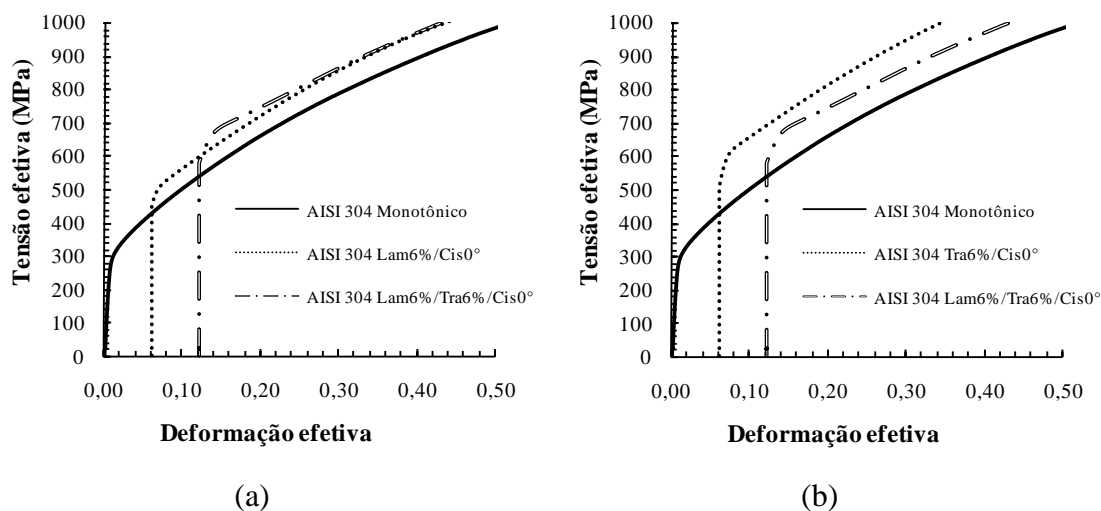


Figura 5.29 – Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o aço AISI 304: a) sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e b) sequências tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

O fato do aumento da tensão de fluxo, em relação ao carregamento monotônico ter sido maior quando o esforço de laminação a frio é eliminado também sugere que a reorganização subestrutural que o aço AISI 304 sofre entre os esforços de tração e de cisalhamento (sequência tração_{6%}/cisalhamento_{0°}) e entre os esforços de laminação a frio e de cisalhamento (sequência laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}) depende da quantidade de pré-deformação e principalmente, do modo de pré-deformação.

Com relação ao encruamento, pode-se perceber que o acréscimo da tensão de fluxo no início do recarregamento em cisalhamento, quando o esforço de laminação é eliminado (sequência tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, vide figura 5.29(b)), também provoca uma queda maior da taxa de encruamento que a registrada para a sequência laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} (figuras 5.30(a) e 5.30(b)).

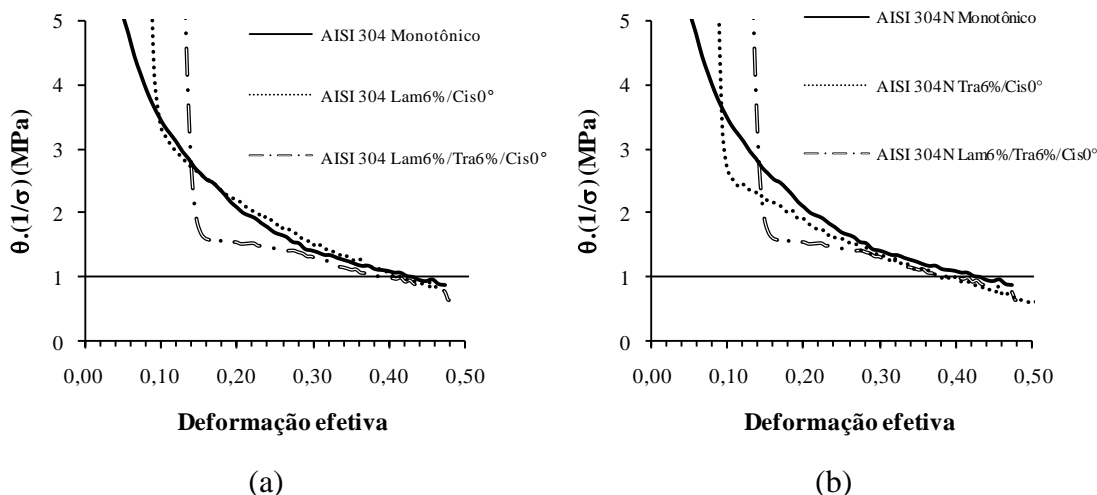


Figura 5.30 – Curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para o AISI 304: a) sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e b) sequências tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

Esse tipo de comportamento mecânico do aço AISI 304 coincide com a afirmação de CHUNG e WAGONER (1986) quanto à classificação dos tipos de materiais após uma mudança na trajetória de deformação. Neste caso, o aço inoxidável 304N quando submetido às sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e tração_{6%}/cisalhamento_{0°} seria enquadrado ao material do tipo 2, ou seja, com uma tensão de fluxo inicial maior que a registrada pelo carregamento monotônico, acompanhada por uma queda da taxa de encruamento. Comportamento distinto é característico dos materiais classificados como tipo 1.

Como discutido em itens anteriores, as características definidas pelos materiais classificados como tipo 2 não são exclusivas de um ou uma classe de materiais, mas da sequência de carregamento aplicada ao mesmo. Deve-se acrescentar ainda que a magnitude desses efeitos (aumento da tensão de fluxo e da queda da taxa de encruamento normalizada) também depende da quantidade de deformação plástica aplicada aos materiais (WILSON *et al.* 1990).

Esses resultados mostram que o efeito do esforço trativo na sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} é o de ocasionar um aumento da resistência mecânica do material e redução da taxa de encruamento do material, quando comparado com o apresentado pelo carregamento monotônico. Contudo, embora o encruamento do metal seja prejudicado quando o esforço de tração é aplicado na sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, devido à queda acentuada da taxa de encruamento normalizada no início do carregamento cisalhante, observa-se que, com o aumento da

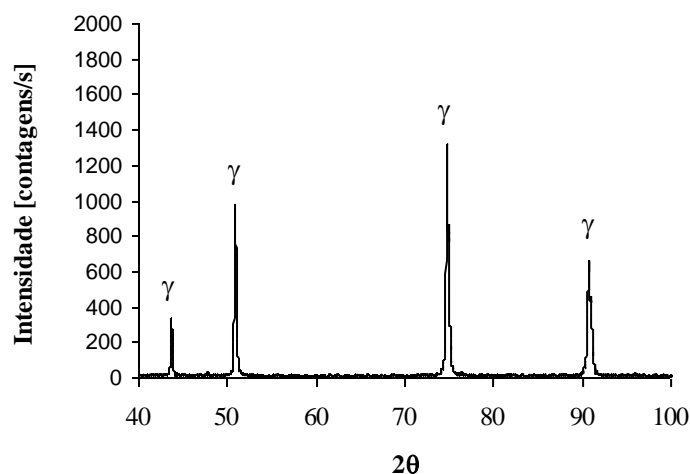
deformação em cisalhamento esse efeito é reduzido, pois a quantidade de deformação nesse método é pequena.

A aplicação do esforço cisalhante tende a promover uma reorganização subestrutural no material. Assim, a taxa de encruamento normalizada do aço AISI 304 aumenta, não apresentando, ao final da rota de deformação plástica, diferenças grandes, se comparada com a sequência de carregamento em que o esforço que antecede o cisalhamento é a laminação a frio.

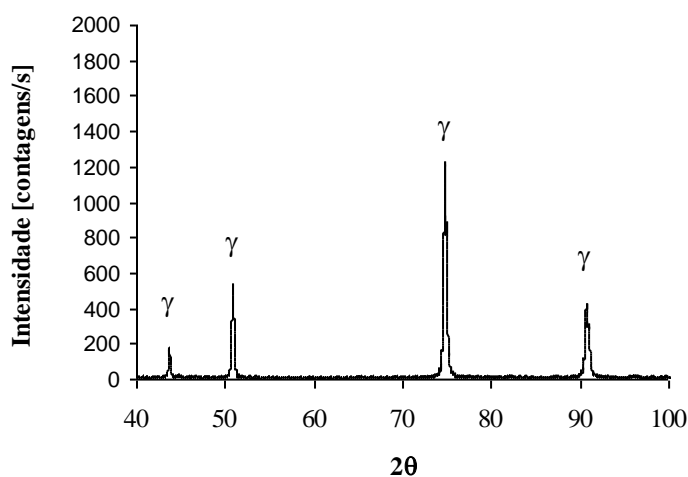
No entanto, os motivos discutidos até o momento para explicar as diferenças do comportamento mecânico ocasionadas pela presença dos esforços de tração ou de laminação a frio na sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} do aço AISI 304 não são capazes de explicar o fato das curvas de fluxo da sequência tração_{6%}/cisalhamento_{0°} permanecerem sempre acima da curva de carregamento monotônico e da própria sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

Desta forma, outras análises por difração de raios-X foram conduzidas no aço AISI 304, sendo as mesmas divididas em duas etapas. A primeira consistiu na caracterização do padrão de difração das amostras do aço AISI 304 após a laminação a frio e após a tração, sendo a quantidade de deformação efetiva nessas condições de carregamento igual ($\epsilon_e = 0,06$).

A figura 5.31, juntamente com a estimativa da quantidade relativa das fases, mostra que o aço inoxidável 304N não apresenta transformação de fase após a deformação em laminação (figura 5.31(a)) e após a deformação em tração (figura 5.31(b)), sendo a quantidade de deformação efetiva, em ambos os esforços, de 0,06. Nessas sequências, a única fase identificada pelas análises por difração de raios-X foi a austenita.



(a)



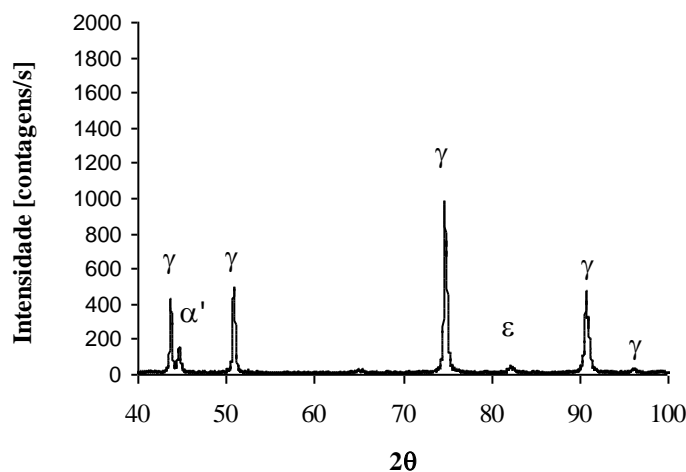
(b)

Figura 5.31 – Difratogramas do aço AISI 304 obtidos após: a) laminação a frio de $\varepsilon_e = 0,06$ e b) tração uniaxial de $\varepsilon_e = 0,06$.

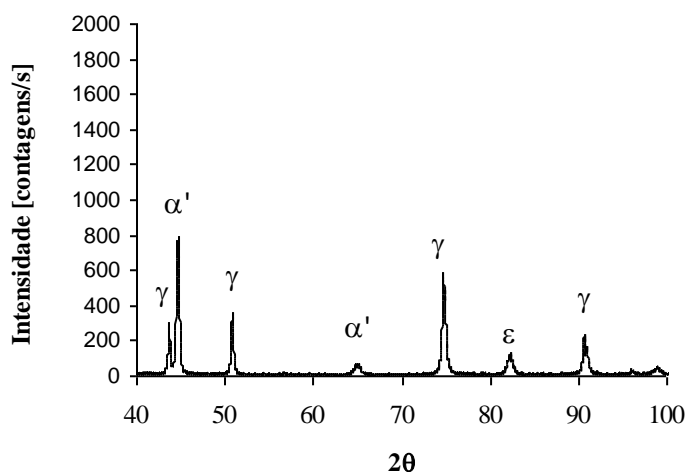
O segundo estágio da investigação por difração de raios-X compreendeu a análise dos difratogramas do aço AISI 304 após as sequências de carregamento laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

A figura 5.32 apresenta os difratogramas obtidos para as sequências de carregamento laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} (figura 5.32(a)) e tração_{6%}/cisalhamento_{0°} (figura 5.32(b)).

O cálculo da quantidade relativa das fases obtido por difração de raios-X para o aço AISI 304 na condição de laminado_{6%}/cisalhado_{0°} revelou a presença de 2,3% de martensita épsilon e de 7,4% de martensita α' e de 7% de martensita épsilon e de 37,5% de martensita α' para a sequência tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.



(a)



(b)

Figura 5.32 – Difratogramas do aço AISI 304 obtidos após a aplicação das sequências: (a) laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e b) tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

Os dados apresentados pelo aço AISI 304 na condição laminado_{6%}/cisalhado_{0°} são semelhantes aos registrados pela sequência completa de carregamento (laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, vide item 5.2.3.3.1) quando se verificou a ocorrência de 4% de martensita épsilon e de 10% de martensita α' .

Deste modo, o padrão de difração da sequência laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} supõe que a ocorrência dos 2,3% de martensita épsilon e dos 7,4% de martensita α' sejam provenientes apenas do cisalhamento subsequente à laminação a frio, uma vez que a laminação a frio de $\varepsilon_e = 0,06$ não indicou a presença de nenhum tipo de martensita.

Considerando essa possível relação, fez-se uma análise quantitativa das fases presentes no aço AISI 304 após a imposição do carregamento monotônico em cisalhamento com uso do difratograma mostrado na figura 5.33.

Como esperado, a deformação plástica em cisalhamento até um valor de 0,58 de deformação efetiva ocasionou a transformação da austenita nas martensitas épsilon e α' . A quantidade relativa dessas fases foi semelhante à registrada para a sequência laminação_{6%}/cisalhamento, atestando a presença de 2,1% de martensita épsilon e 6,5% de martensita α' .

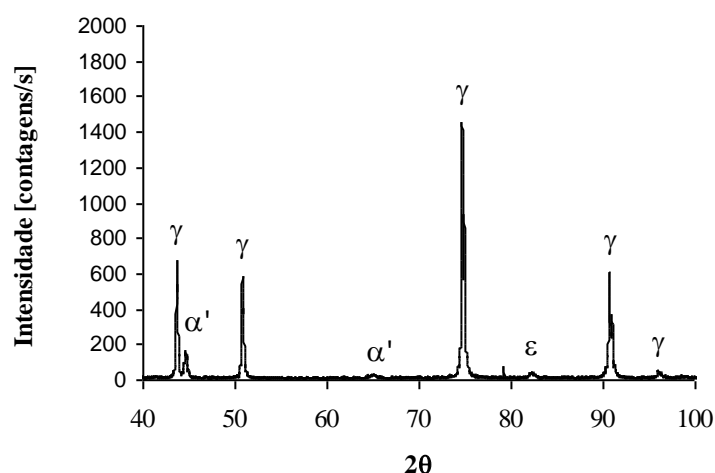


Figura 5.33 – Difratograma do aço AISI 304 obtido após o cisalhamento monotônico de $\varepsilon_e = 0,58$.

Esses resultados revelam que o efeito do modo de deformação plástica na transformação martensítica do aço AISI 304 foi maior que a quantidade de deformação para a sequência de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}. Foi observado que o esforço de tração ocasionou transformação martensítica mais intensa que os esforços de laminação e de cisalhamento. No entanto, percebe-se ainda que quando o esforço de tração é combinado (como exemplo, a rota tração/cisalhamento), a quantidade de martensita tende a aumentar.

A figura 5.34 mostra um resumo da fração das martensitas épsilon e α' presente no aço AISI 304 em função de três sequências de carregamento (laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}, tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}) e dois carregamentos monotônicos, em tração e em cisalhamento. Essa figura indica que a transformação martensítica é mais intensa quando o primeiro esforço aplicado é a tração, assim como exposto nos itens anteriores.

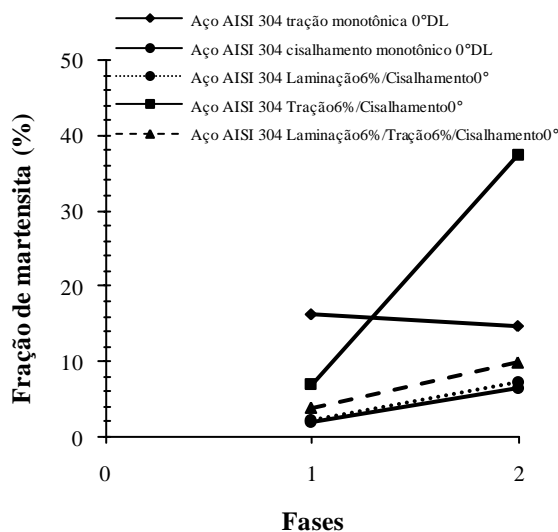


Figura 5.34 – Curvas fração de martensita transformada (%) – fases, sendo 1: martensita ϵ e 2 martensita α' .

Com o objetivo de investigar a relação entre o modo de deformação plástica e a transformação martensítica no aço AISI 304, a figura 5.35 exibe uma amostra embutida desse aço na condição laminado de ϵ_e igual a 0,06, seguido por cisalhamento monotônico (na mesma direção da laminação) de ϵ_e igual a 0,41, totalizando um valor de deformação efetiva de 0,47. Nesta figura são mostradas três regiões (A, B e C) que foram caracterizadas microestruturalmente por intermédio de microscopia óptica.

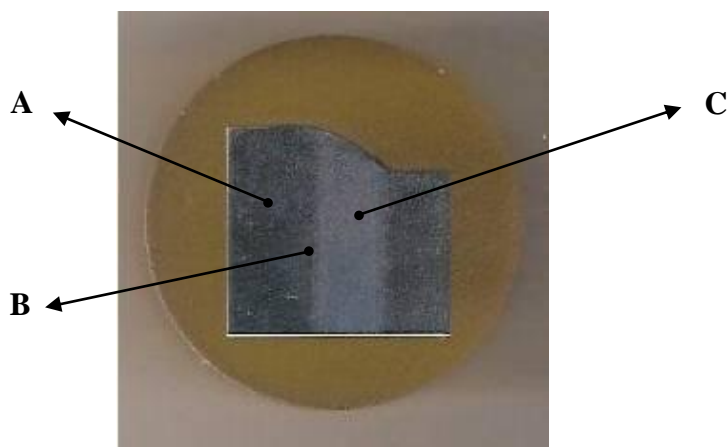


Figura 5.35 – Amostra embutida do aço AISI 304 na condição laminado_{6%}/cisalhado_{0°} com indicação de três regiões (A, B e C) escolhidas para o ensaio metalográfico.

Os resultados do ensaio metalográfico do aço AISI 304 na condição laminado_{6%}/cisalhado_{0°} são mostrados na figura 5.36. Essa figura revela que a

transformação martensítica aconteceu principalmente na região do cisalhamento (figura 5.36(c), embora possa ser observada a presença desse constituinte na região próxima à interface que separa as regiões do material que foram tracionadas e cisalhadas (figura 5.36(b)).

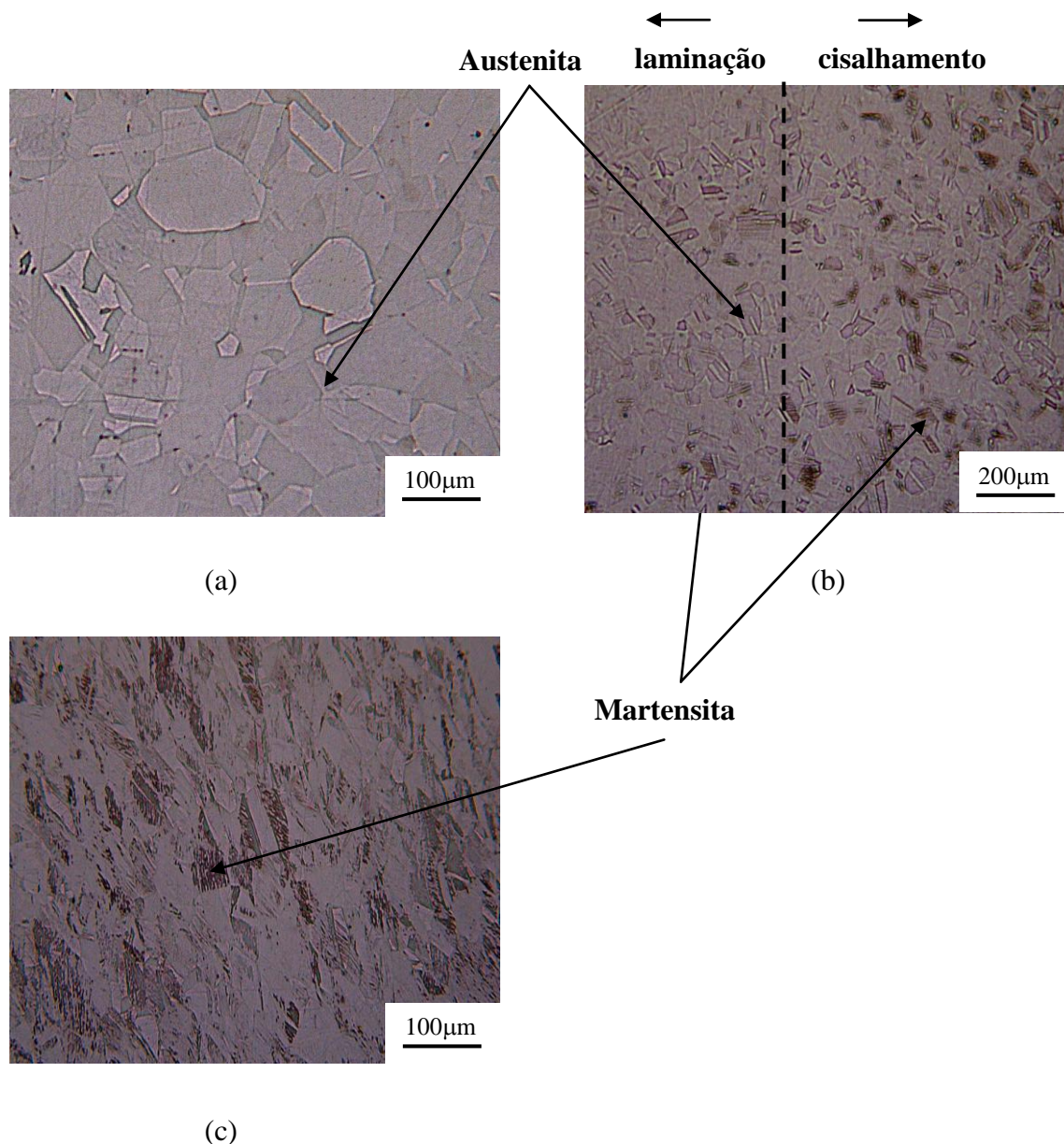


Figura 5.36 – Fotomicrografias do aço inoxidável AISI 304 após a laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} – microscópio óptico - MO, ataque com reativo químico Glicerrégia: (a) região laminada de ϵ_e de 0,06, (b) interface das regiões laminada e cisalhada e (c) região cisalhada de ϵ_e de 0,41 (deformação efetiva acumulada de 0,47).

Contudo, pode-se afirmar que a transformação da martensita induzida por deformação plástica do aço AISI 304, assim como atestado pela técnica de difração de raios-X, ficou concentrada na região do cisalhamento. A figura 5.36(a) mostra que a região laminada

de ϵ_e de 0,06 contém basicamente austenita. A ocorrência de martensita na zona laminada deve-se apenas a pontos isolados, devido à possível heterogeneidade de deformação do processo de laminação a frio.

Esses resultados confirmam a hipótese de que o aparecimento das martensitas ϵ e α' decorrente da sequência laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} deve-se principalmente, à aplicação do esforço cisalhante. Contudo, embora a quantidade de deformação efetiva sob o esforço cisalhante na sequência laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} seja inferior ao utilizado no carregamento monotônico em cisalhamento ($\epsilon_e = 0,41$ contra 0,58), a quantidade de martensita identificada nessa sequência foi ligeiramente maior que o registrado sob o carregamento monotônico.

Desta forma, considerando que a análise por difração de raios-X não indicou a presença de transformação martensítica (induzida por deformação plástica) após a laminação a frio de $\epsilon_e = 0,06$, pode-se afirmar que o modo usado para deformar plasticamente o material afetou a transformação de fases induzida por deformação plástica no aço AISI 304.

Esse tipo de comportamento, ou seja, a influência do modo de deformação na transformação de fases do aço inoxidável austenítico 304 foi discutido anteriormente por HECKER *et al.* (1982a,b). Esses autores associaram a presença da martensita às interseções de bandas (microbandas) de cisalhamento, embora essa não seja a única evidência de transformação martensítica do aço AISI 304.

Considerando que o arranjo interno do material e, conseqüentemente, que a interseção das bandas de cisalhamento depende, dentre outros fatores, do modo de deformação plástica aplicado às mudanças do caminho de deformação, pode-se afirmar que a transformação martensítica é função da história de deformação do material.

A transformação martensítica seria mais fácil nas condições de carregamento mecânico em que a organização subestrutural do material é propícia à formação e ao subsequente encontro das bandas de cisalhamento, constituindo uma condição ideal para a formação da martensita α' HECKER *et al.* (1982a).

Esse tipo de configuração subestrutural do material, ou seja, a presença das bandas de cisalhamento, assim como o possível encontro das mesmas pode ser indicado pelos efeitos decorrentes da formação das bandas de cisalhamento, como, por exemplo, o aumento da tensão de fluxo em sequências ortogonais.

O padrão de difração do aço AISI 304 obtido após a sequência tração_{6%}/cisalhamento_{0°} revelou a maior quantidade de martensita, dentre todas as rotas de processamento

mecânico analisadas. Nesta condição, foram detectados 7% de martensita ϵ e 37,5% de martensita α' , sendo esses valores de martensita relativamente maiores que a observada para a rota completa (laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}) e para o carregamento monotônico em cisalhamento.

De forma semelhante à conduzida pela sequência laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}, a figura 5.37 exhibe a amostra embutida do aço AISI 304 na condição tracionada (ϵ_e de 0,06) e em seguida, cisalhada até um valor de $\epsilon_e = 0,41$, enquanto a figura 5.38 apresenta as fotomicrografias dos três pontos (A, B e C) mostrados na figura 5.37.

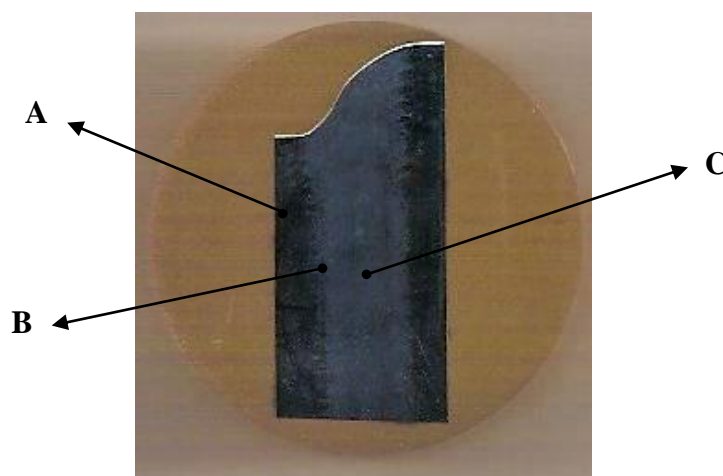


Figura 5.37 – Amostra embutida do aço AISI 304 na condição tracionado_{6%}/cisalhado_{0°} com indicação de quatro regiões (A, B e C) escolhidas para o ensaio metalográfico.

A figura 5.38(a) mostra que a pré-deformação em tração uniaxial de ϵ_{et} igual a 0,06, assim como observado para a pré-deformação em laminação a frio (vide figura 5.35(a)), não ocasionou a formação de martensita.

A interface entre as regiões tracionada e cisalhada é apresentada na figura 5.38(b). Essa figura atesta que a martensita formada após a aplicação da rota de carregamento laminação/cisalhamento provém da deformação plástica em cisalhamento, como demonstrado pela análise por difração de raios-X (vide figura 5.32(b)).

A quantidade maior de martensita para o aço AISI 304 deformado de acordo com a sequência de carregamento tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, em relação à detectada para a sequência laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} pode ser verificada também pela análise da figura 5.38(c). Essa figura mostra a fotomicrografia do aço AISI 304 na região do cisalhamento, apresentando uma quantidade de martensita maior que aquela mostrada na figura 5.37(c) (sequência laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}).

Diante do exposto, a conclusão é que o cisalhamento subsequente à tração (sequência tração_{6%}/cisalhamento_{0°}) é mais adequado à transformação martensítica induzida por deformação plástica quando comparado à situação de deformação em que o modo de deformação inicial é a laminação a frio (laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}).

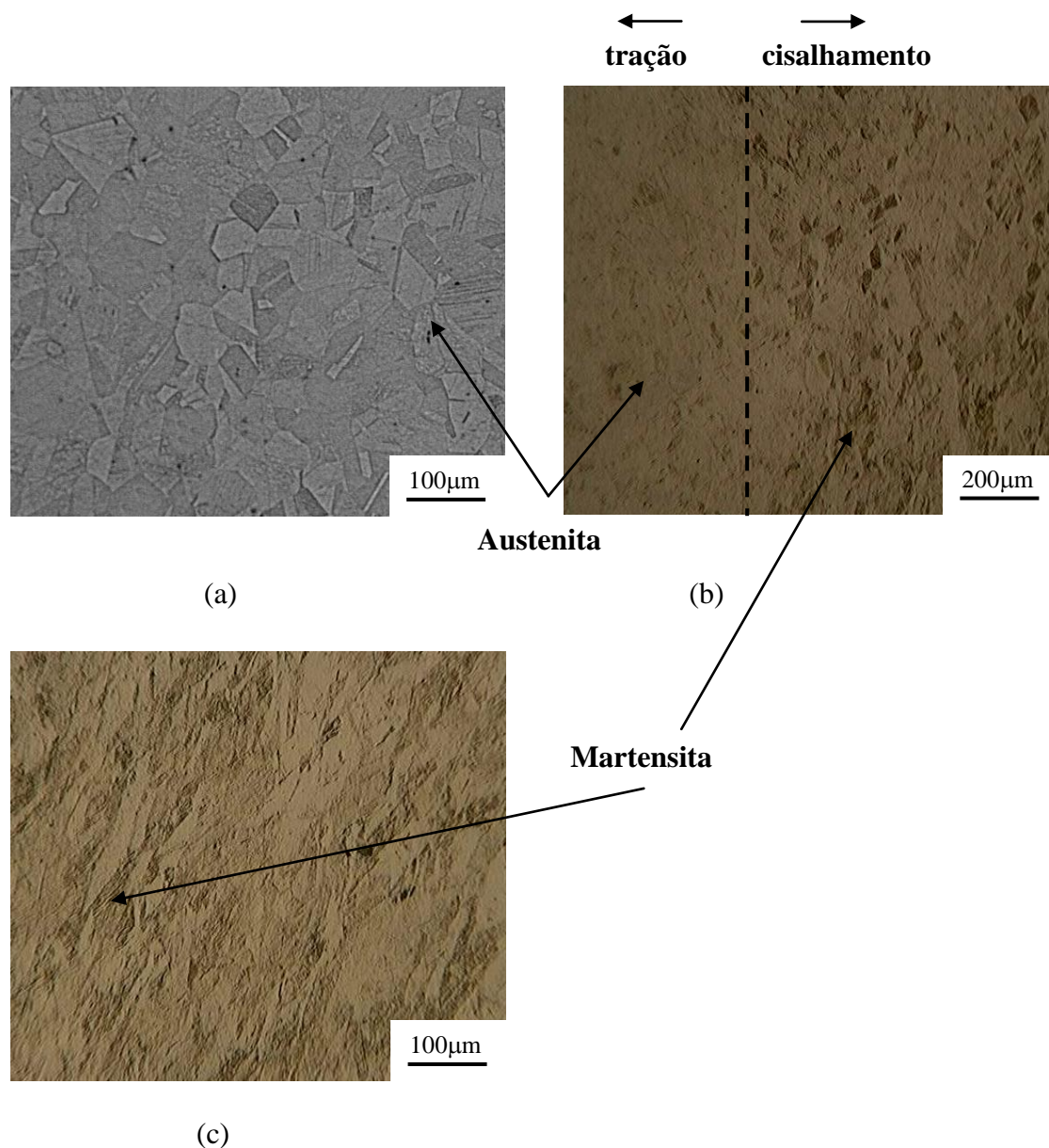


Figura 5.38 – Fotomicrografias do aço inoxidável AISI 304 após a tração_{6%}/cisalhamento_{0°} – microscópio óptico - MO, ataque com reativo químico Glicerrégia: (a) região tracionada de ϵ_e de 0,06, (b) interface das regiões tracionada e cisalhada e (c) região cisalhada de ϵ_e de 0,41 (deformação efetiva acumulada de 0,47).

A maior quantidade das martensitas ϵ e α' na sequência tração_{6%}/cisalhamento_{0°} coincide com o fato de essa ser uma condição de mudança severa da trajetória de deformação do aço AISI 304 (sequência ortogonal).

Nesse caminho de deformação plástica, o aumento da tensão de fluxo no início do recarregamento, como discutido em itens anteriores, é associado à formação das bandas de cisalhamento. O aumento da deformação plástica em cisalhamento possibilitaria a interseção dessas bandas de cisalhamento e conseqüentemente, o aumento da quantidade de martensita.

Analogamente, para as rotas de processamento que envolvem basicamente esforços de tração, como a sequência laminação_{06%}/tração_{6%}/tração_{90°}, item 5.2.3.3, pode-se afirmar que a transformação martensítica favorece o aumento do encruamento no aço inoxidável 304N.

No entanto, destaca-se que a presença de martensita induzida por deformação plástica a frio para o aço AISI 304 não significa necessariamente aumento da taxa de encruamento deste material. É necessário considerar, além da presença da martensita, o modo de deformação imposto ao mesmo.

Neste caso, observou-se que o esforço de tração é o mais adequado à ocorrência de martensita induzida por deformação plástica ao aço AISI 304, quando comparado com os esforços de laminação a frio e de cisalhamento, quando este é o primeiro esforço mecânico aplicado ao material.

A última etapa da sequência de carregamento laminação_{06%}/tração_{6%}/tração_{90°} apresentou uma quantidade de martensita ϵ e α' relativamente grande, 15% e 18%, respectivamente, sendo inferior apenas à sequência praticamente monotônica, laminação_{06%}/tração_{06%}/tração_{0°}, com 26% de martensita ϵ e 21% de martensita α' .

Verifica-se ainda que a quantidade de martensitas ϵ e α' identificadas no carregamento monotônico em tração foi relativamente menor que aquela registrada após a pré-deformação em laminação a frio de ϵ_e de 0,06 para a sequência laminação_{06%}/tração_{06%}/tração_{0°}.

O carregamento monotônico em tração até um valor de alongamento uniforme de 0,55 (alongamento total de 0,66, vide tabela V.4) registrou a presença de 16% de martensita ϵ e de 15% de martensita α' . Esses dados foram obtidos através da análise quantitativa do difratograma referente ao carregamento monotônico em tração mostrado na figura 5.39.

Os resultados atestam novamente, que o estado inicial do material (pré-deformado em laminação a frio de $\varepsilon_r = 0,06$) influencia a transformação martensítica do aço AISI 304.

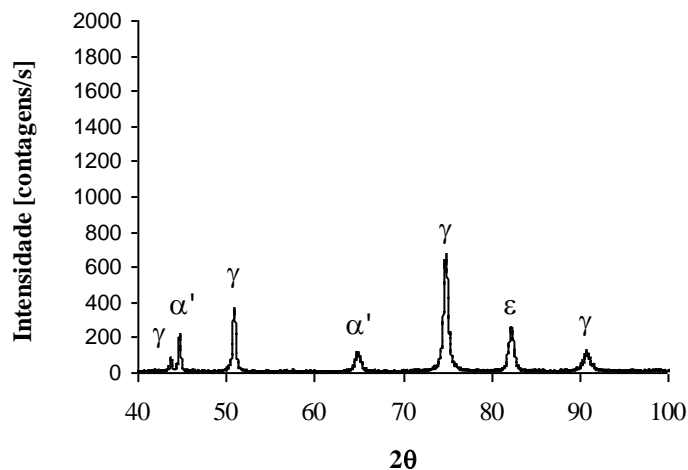


Figura 5.39 – Difratograma do aço AISI 304 obtidos após tração monotônica de $\varepsilon_e = 0,55$.

Os dados apresentados pela tabela V.12, isto é, a quantidade relativa (%) das fases do aço AISI 304 após a tração e o cisalhamento monotônicos, a laminação e a tração de 0,06 de deformação efetiva e as sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, confirmam a influência do esforço de tração uniaxial e da história de deformação plástica (como exemplo, a rota tração/cisalhamento) no aparecimento das martensitas épsilon e α' induzidas por deformação plástica a frio.

Tabela V.12 – Quantidade relativa (%) das fases do aço AISI 304 em função das sequências de carregamento.

Sequência de Carregamento	Quantidade relativa austenita (%)	Quantidade relativa martensita épsilon (%)	Quantidade relativa martensita α' (%)
Tração monotônica ($\varepsilon_e = 0,55$)	69	16	15
Cisalhamento monotônico ($\varepsilon_e = 0,58$)	91,4	2,1	6,5
Laminação _{6%}	100		
Tração _{6%}	100		
Laminação _{6%} /Cisalhamento _{0°}	90,3	2,3	7,4
Tração/Cisalhamento _{0°}	55,5	7	37,5

Entretanto, a transformação martensítica isoladamente não é capaz de explicar o comportamento do encruamento do aço inoxidável 304N. Essa afirmação leva em

consideração os resultados encontrados na análise da quantidade relativa das fases para as sequências de carregamento mostradas nas figuras 5.31 e 5.32, laminação_{6%}, tração_{6%}, laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, assim como a evolução da taxa de encruamento normalizada das sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}, tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} exibidas nas figuras 5.30(a) e 5.30(b).

Na condição de carregamento mecânico em que a transformação martensítica foi mais intensa (tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, com 37,5% de martensita α' , figura 5.30(b)), a taxa de encruamento normalizada foi relativamente menor que na condição de deformação plástica em que a indução de transformação da martensita também foi menor (laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}, com 7,4% de martensita α' , figura 5.29(a)).

Desta forma, nessas condições de deformação plástica, o efeito de outras variáveis, como a evolução subestrutural, no encruamento do aço AISI 304 é maior que o exercido pela transformação martensítica.

Assim como feito para o aço AISI 304, excetuando-se apenas a análise por difração de raios-X, as próximas figuras também investigam os efeitos dos esforços de laminação e de tração na rota de processamento mecânico laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} do aço AISI 409.

As figuras 5.40(a) e 5.40(b) mostram que a diferença fundamental quando se troca o esforço anterior à aplicação do cisalhamento, laminação ou tração, é o aumento da resistência ao recarregamento em cisalhamento. Essa resistência ao escoamento, assim como observada para o aço inoxidável 304N, é maior quando a tração antecede o cisalhamento.

Por outro lado, à medida que a deformação em cisalhamento aumenta, essa diferença de comportamento mecânico entre as sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e tração_{6%}/cisalhamento_{0°} é desfeita, pois as respectivas curvas interceptam a curva referente ao carregamento completo (curva laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}).

Na ausência da laminação, (figura 5.40(b)), a curva fluxo da sequência tração_{6%}/cisalhamento_{0°} intercepta rapidamente a curva de fluxo do carregamento completo (laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}). Isso sugere que o efeito da pré-deformação em laminação a frio de $\epsilon_{et} = 0,06$ no encruamento do aço AISI 409 seja pequeno. Caso contrário, o cruzamento dessas curvas deveria ocorrer mais tarde.

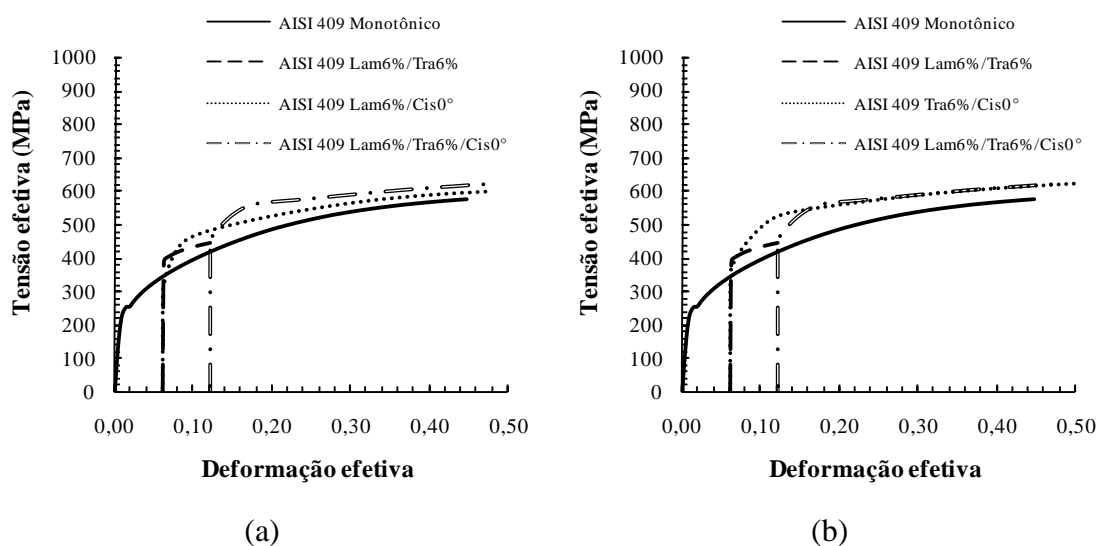


Figura 5.40 – Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o aço AISI 409: a) sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e b) sequências tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

A figura 5.41 mostra a evolução do encruamento através das curvas de taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva para a sequência laminação_{6%}tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, assim como para as etapas de deformação intermediárias, laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

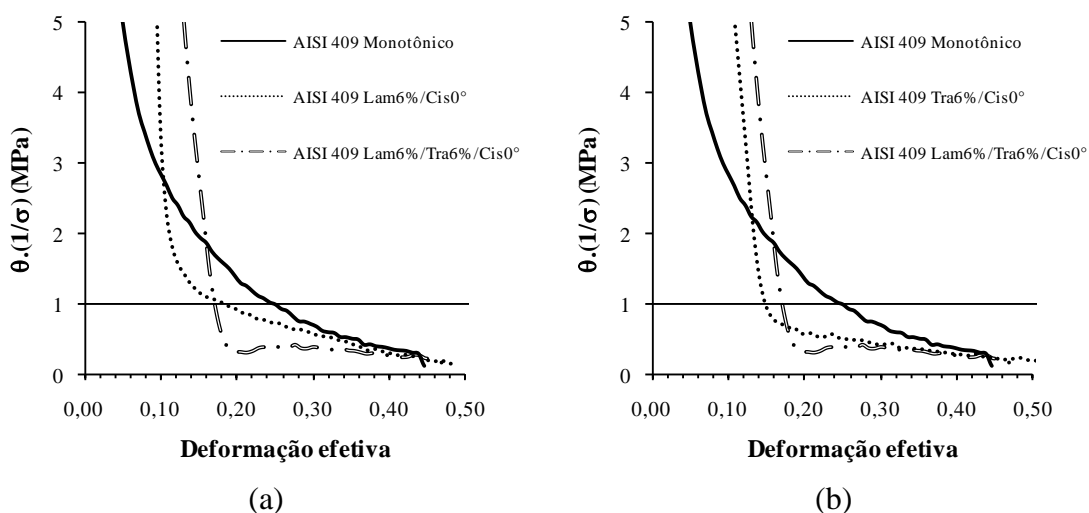


Figura 5.41 – Curvas taxa de encruamento normalizada ($\theta \cdot 1/\sigma$) – deformação efetiva para o AISI 409: a) sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e b) sequências tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

As curvas das figuras 5.41(a) e 5.41(b) revelam, assim como observado para o aço AISI 304, que a tração é o esforço mecânico responsável pela maior queda da taxa de encruamento normalizada. Contudo, o aumento da deformação plástica em cisalhamento, possibilita o estabelecimento de uma subestrutura de discordâncias nova, típica desse novo modo de deformação (WILSON *et al.* 1990).

Deste modo, ao final da última etapa de deformação plástica, as três sequências de carregamento (laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}, tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}) exibem as curvas de taxa de encruamento normalizada – deformação efetiva no mesmo patamar (vide figuras 5.41(a) e 5.41(b)).

A figura 5.42 mostra as curvas tensão efetiva – deformação efetiva do aço AISI 409 das sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} (figura 5.42(a)) e tração_{6%}/cisalhamento_{0°} (figura 5.42(b)) com a origem do eixo das abscissas deslocada de um valor de deformação efetiva de 0,06, com a manutenção da posição da curva referente ao carregamento monotônico, pois o início dessa curva é a origem.

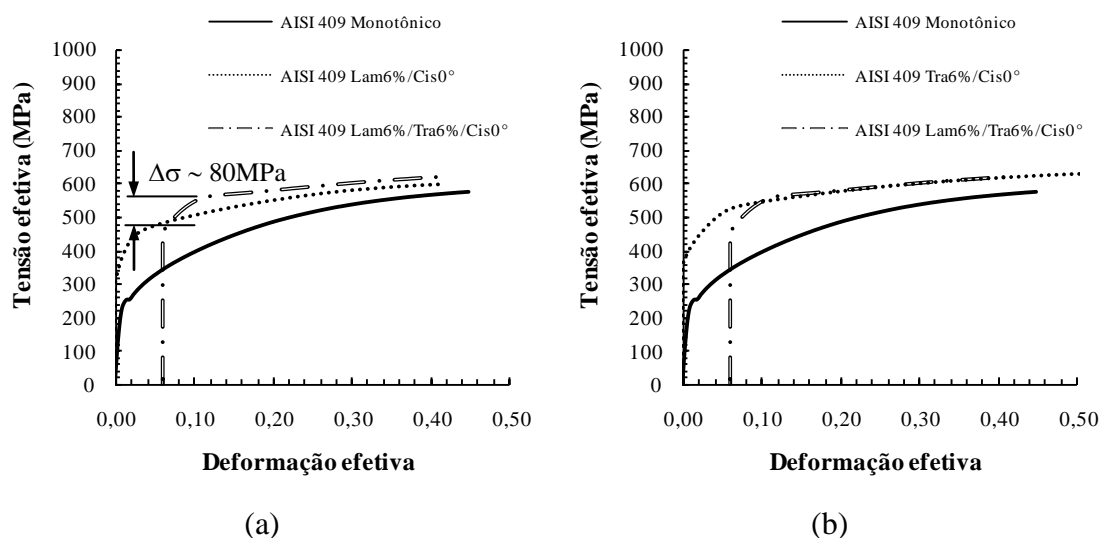


Figura 5.42 – Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o aço AISI 409 deslocadas ao longo do eixo das abscissas de $\epsilon_e = 0,06$: a) sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e b) sequências tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

A análise das figuras 5.42(a) e 5.42(b) confirma que o efeito do esforço de laminação a frio (deformação efetiva de 0,06) na resistência mecânica do aço AISI 409 é pequeno, quando deformado de acordo com a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

A análise do esforço de tração no comportamento mecânico do aço AISI 409 é feita através da comparação das curvas tensão efetiva – deformação efetiva do carregamento laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} (deslocado para a origem do eixo das abscissas) e do carregamento completo (monotônico).

A figura 5.42(a) mostra que a curva referente ao carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} apresenta um aumento da tensão de fluxo no início do recarregamento em cisalhamento $\Delta\sigma$ (vide detalhe da figura 5.42(a)), de aproximadamente 80MPa, em relação à curva laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}.

Caso a influência do esforço de tração no encruamento do aço AISI 409 fosse nula, as curvas laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} deslocadas de 0,06 iriam imediatamente com o recarregamento em cisalhamento.

A interceptação das curvas tensão efetiva – deformação efetiva dos carregamentos tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} mostrada no início do recarregamento em cisalhamento da figura 5.42 é outra evidência de que a influência do esforço de laminação a frio na resistência mecânica do aço AISI 409 para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} é pequeno.

Apesar da interseção das curvas exibidas na figura 5.42, não é possível afirmar que o comportamento mecânico do aço AISI 409 para as rotas de processamento mecânico laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e tração_{6%}/cisalhamento_{0°} seja idêntico.

A figura 5.41 mostrou que existem diferenças no encruamento do aço AISI 409 em função do esforço mecânico aplicado na pré-deformação do material. Quando tração é aplicada, percebe-se que esse modo de deformação plástica provoca a queda, além da presença de um transiente característico da taxa de encruamento normalizada.

De forma similar, a figura 5.43 apresenta as mesmas curvas tensão efetiva – deformação efetiva exibidas na figura 5.42, mas agora, o material analisado é o aço AISI 304.

Assim como observado para o aço AISI 409, percebe-se pela análise da figura 5.43 que o efeito do esforço de tração na resistência mecânica do aço AISI 304 é maior que o detectado para o esforço de laminação a frio para a sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

A figura 5.43(a) revela ainda que a influência do esforço de tração no comportamento mecânico do aço inoxidável 304N tende a ser menor que o verificado para o aço inoxidável 409, pois a variação da tensão de fluxo no início do recarregamento em cisalhamento é menor que a registrada para o último material, $\Delta\sigma \sim 52\text{MPa}$.

Considerando que a influência do esforço de tração na resistência mecânica do aço AISI 304 é maior que a exercida pela laminação a frio, o fato das curvas tensão efetiva – deformação efetiva das sequências tração_{6%}/cisalhamento_{0°} laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} estarem distantes indica uma possível contradição. Essa situação é explicada pela diferença na quantidade de martensita induzida por deformação plástica dessas rotas de processamento mecânico.

A interpretação do difratograma da figura 5.39(b) indicou que a sequência tração_{6%}/cisalhamento_{0°} foi a condição de carregamento que apresentou a maior quantidade de martensita α' , 37,5%.

Esse fato pode explicar o afastamento relativo das curvas tensão efetiva – deformação efetiva. No entanto, devido à influência do modo de deformação na transformação martensítica do aço AISI 304, a análise das figuras 5.43(a) e 5.43(b) deve ser feita com cuidado.

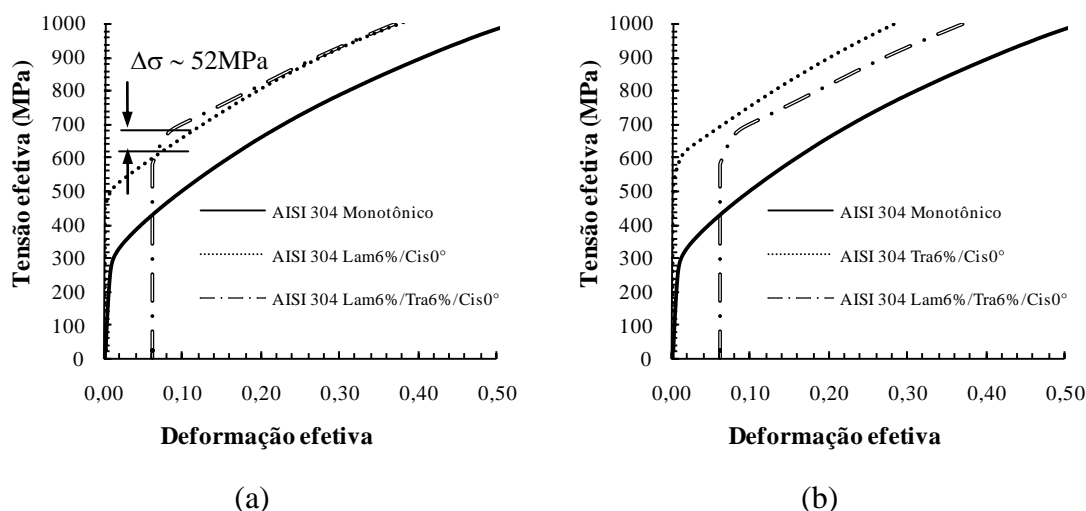


Figura 5.43 – Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o aço AISI 304 deslocadas ao longo do eixo das abscissas de $\epsilon_e = 0,06$: a) sequências laminação_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e b) sequências tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}.

Essa afirmação é necessária porque em função do estado inicial do material (pré-deformado) e da sequência de aplicação dos esforços mecânicos, a transformação martensítica apresenta mudanças, como discutido no início desse item e do anterior (item 5.2.3.3).

Os resultados encontrados para os efeitos dos esforços mecânicos de laminação a frio e de tração na sequência de carregamento laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} podem ser

usados para a análise da viabilidade de uso do aço AISI 409 quando numa condição de estampagem de um produto. Contudo, deve-se considerar ainda que este aço experimentalmente outras rotas de processamento mecânico, além da laminação/tração/cisalhamento, até atingir a condição final do produto.

Deste modo, se a resistência mecânica for o principal parâmetro de controle na fabricação do material conformado, pode-se desprezar a necessidade de um passe adicional de laminação a frio, antes de iniciar o processo de fabricação da peça.

Essa recomendação é feita pelo fato desse modo de deformação plástica não provocar um aumento considerável da resistência mecânica do aço inoxidável AISI 409, quando comparado com o comportamento exibido pelas rotas de processamento laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°} e cisalhamento monotônico deste material.

Por outro lado, as figuras 5.40(a) e 5.40(b) mostram que se a geometria da peça for complexa, e deste modo, exigir uma quantidade de deformação plástica maior até atingir a forma e a dimensão finais, o ideal seria trocar o esforço de tração aplicado na pré-deformação do aço AISI 409 por outro, de laminação a frio, utilizando-se assim, a sequência laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}. Nesta condição, a queda e a oscilação da taxa de encruamento são menores (compare as figuras 5.41(a) e 5.41(b)). Contudo, nessa condição, a quantidade de deformação plástica que o aço AISI 409 suporta até o início da instabilidade plástica é relativamente pequeno (aproximadamente 0,18 de deformação efetiva).

Essas são apenas suposições dos efeitos dos esforços de laminação a frio e de tração no comportamento mecânico de um componente fabricado com uso do aço inoxidável 409. Deve-se destacar que as rotas de processamento mecânico laminação/cisalhamento, tração/cisalhamento e laminação/tração/cisalhamento não responderão por todo o processo de fabricação, mas apenas de uma, das várias etapas de processamento de uma operação de estampagem de chapas.

A conclusão que se tem sobre os efeitos dos esforços de laminação a frio e de tração (na quantidade de deformação empregada neste trabalho) no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 é que o primeiro aumenta o encruamento do material, pois ele é aplicado primeiro (rota laminação/tração/cisalhamento), enquanto o segundo provoca uma elevação da resistência mecânica do material. Contudo, se o valor da deformação efetiva associada à aplicação desses esforços mecânicos for pequeno, o efeito produzido no comportamento mecânico do material tende a desaparecer, considerando que outro modo de deformação plástica seja aplicado ao material, como por exemplo, o cisalhamento.

É importante destacar ainda as características estruturais do material que recebeu a aplicação dos esforços de laminação a frio e de tração. A organização subestrutural que o material apresenta após a aplicação desses esforços mecânicos depende, dentre outros fatores, do estado anterior do material (como recebido ou pré-deformado, por exemplo), da quantidade de deformação (neste caso, foi igual para ambos os tipos de sollicitação mecânica) e da susceptibilidade do material à transformação de fases que afetem o comportamento mecânico do material (como observado para o aço AISI 304).

O próximo item (5.2.4) apresenta um exemplo das respostas exibidas pelos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 409, em termos da ductilidade, quando submetidos à rota tração/cisalhamento durante uma operação de estampagem de uma guia, como analisado por BARATA da ROCHA *et al.* (2009) com uso do aço de baixo teor de carbono.

5.2.4 Aplicação tecnológica: rota tração/cisalhamento

Em processos de conformação mecânica, como por exemplo, a estampagem de uma guia, como aquela apresentada na figura 5.44, modos diferentes de estados de tensão são aplicados à chapa para atingir as dimensões e a geometria do produto. Deste modo, sequências de carregamento como tração uniaxial e compressão estão presentes no flange, estiramento biaxial seguido por deformação plana na região da chapa em contato com o raio do punção, na parte superior do copo e por fim, tração seguida por deformação plana na parede do copo, (BARATA DA ROCHA *et al.* 2009).

Considerando que o cisalhamento seja um modo de deformação plástica no estado plano, pode-se utilizar a rota de processamento mecânico tração/cisalhamento para analisar o limite de deformação da parede de uma guia fabricada de aço inoxidável 304N e 409. Neste caso, este trabalho irá considerar que o material tenha sido deformado em tração de $\epsilon_e = 0,06$ e posteriormente, cisalhado na mesma direção da tração anterior.

A seta apontada na figura 5.44 mostra a região da guia que foi submetida a uma rota de carregamento composta por tração seguida por deformação plana (cisalhamento), como requisito à obtenção do produto em uma operação de conformação mecânica por embutimento (BARATA da ROCHA *et al.* 2009).

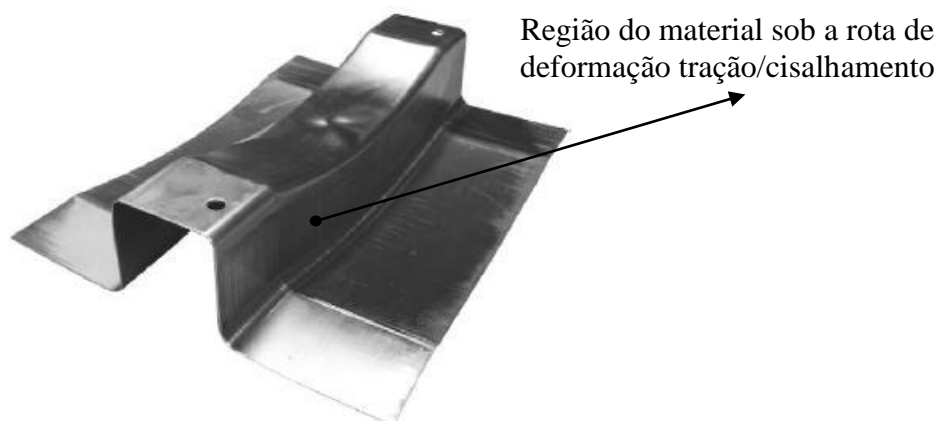


Figura 5.44– Modelo da geometria de uma guia estampada com a indicação da região submetida à rota tração/cisalhamento, (BARATA da ROCHA *et al.* 2009).

A tabela V.13 mostra os valores calculados da deformação residual uniforme para os aços AISI 304 e AISI 409 na região da parede de uma guia confeccionada a partir destes aços inoxidáveis. Esta tabela apresenta ainda a quantidade de deformação residual uniforme para os dois materiais caso os mesmos tenham sido submetidos a um processo de pré-deformação em laminação a frio de 0,06 de deformação efetiva (passe de encruamento, por exemplo).

Tabela V.13: Comparação entre a deformação residual uniforme prevista para os aços AISI 304 e AISI 409 e a rota de carregamento na região do topo da parede de uma guia.

Material	Rota de Carregamento	Pré-deformação (ϵ_{et})	Deformação efetiva no ponto de instabilidade (ϵ_e)	Deformação residual uniforme (ϵ_{ur})	Variação (%)
AISI 304	Tra/Cis	0,06	0,38	0,32	-0,12
	Lam/Tra/Cis	0,12	0,40	0,28	
AISI 409	Tra/Cis	0,06	0,15	0,09	-0,47
	Lam/Tra/Cis	0,12	0,17	0,05	

Percebe-se que sendo os aços AISI 304 e AISI 409 submetidos a uma operação de pré-deformação em laminação a frio de 0,06 e posteriormente, submetidos ao processo de conformação mecânica por estampagem de chapas (embutimento), a quantidade de deformação plástica que estes materiais suportam antes do início da instabilidade plástica é reduzida sensivelmente.

Diante do exposto, pode-se afirmar que a aplicação da laminação a frio nos aços AISI 304 e AISI 409 antes do início do processo de estampagem de um copo não é conveniente para a conformação destes materiais, em função da queda da ductilidade na região da parede de um copo obtido pela operação de embutimento profundo.

No entanto, deve-se que a chapa, na região da parede do corpo, possui uma história de deformação, representada pelo estado de tensão que o material foi submetido, desde a colocação da chapa na prensa até a mesma se posicionar na região lateral para constituir a parede do copo.

Os resultados apresentados na tabela V.13 são apenas um exemplo de uma possível situação de conformação mecânica, pois a quantidade de deformação plástica utilizada para a tração neste trabalho foi relativamente pequena ($\epsilon_e = 0,06$). Contudo, percebe-se que a aplicação de esforços combinados influencia a conformabilidade do material. O aço inoxidável AISI 409 foi o material que apresentou o menor valor de deformação residual uniforme antes do aparecimento do ponto de instabilidade plástica.

Destacando que esse valor de deformação plástica está relacionado com o deslocamento máximo do punção, pode-se afirmar que o aço AISI 409 é capaz de conformar geometrias mais simples que aquelas possíveis de serem alcançadas com a utilização do aço AISI 304.

A vantagem da utilização do aço inoxidável 304N em relação ao aço inoxidável 409, em termos de deformação máxima permitida, deve-se em parte, à transformação martensítica observada na rota de processamento tração/cisalhamento (vide item 5.2.3.4).

No item 5.1.2 (tabela V.9) foi mostrado que o valor da anisotropia normal média (R_m), do aço AISI 409 é maior que o encontrado para o aço AISI 304 (1,844 contra 1,024, respectivamente). Sabendo-se que R_m representa a resistência ao afinamento da chapa, pode-se afirmar que o aço AISI 409 seria mais adequado que o aço AISI 304 para a conformação da parede da guia mostrada na figura 5.44. Contudo, os valores de anisotropia normal média foram obtidos durante a caracterização mecânica dos aços inoxidáveis.

Durante as mudanças na trajetória de deformação dos aços AISI 304 e AISI 409 verificou-se que o comportamento mecânico destes materiais foi alterado significativamente. Deste modo, se a escolha do material para a confecção da guia considerasse apenas a anisotropia da chapa, pode-se afirmar que o material mais adequado a essa função seria o aço AISI 409. No entanto, como discutido nos itens anteriores, a seleção de um material para uma operação de estampagem de chapas deve

ser baseada em outros critérios, além da anisotropia da chapa, como por exemplo, o caminho de deformação necessário à obtenção do produto.

5.2.5 Considerações finais

As diferentes rotas de processamento mecânico estudadas neste trabalho permitiram identificar as principais variáveis que afetam o encruamento dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 409 sob mudanças sucessivas no modo de deformação plástica.

A primeira etapa dessa investigação consistiu na caracterização mecânica, microestrutural e das fases dos materiais, os quais apresentam como diferença fundamental, a estrutura cristalina: cúbica de corpo centrado (CCC) para o aço AISI 409 e cúbica de faces centradas (CFC) para o aço AISI 304. Deve-se destacar ainda a pequena diferença do tamanho dos grãos entre os dois materiais. O tamanho do grão foi ligeiramente menor para o aço AISI 304 (41,09 μm) em relação ao medido para o aço AISI 409 (57,00 μm).

Embora o tamanho reduzido do grão do aço AISI 304, em relação ao observado para o aço AISI 409, afete, por exemplo, a resistência mecânica e à corrosão desses materiais (Di SCHINO e KENNY, 2002), uma vez que todo o processo de deformação plástica aconteceu em condições de trabalho a frio, optou-se por não alterar a condição inicial dos aços inoxidáveis, seja por meios mecânicos ou por ação de tratamentos térmicos.

O objetivo foi analisar as respostas dos materiais na condição como fornecido pelo fabricante, ou seja, numa condição classificada como própria para a estampagem de chapas.

É necessário enfatizar, como discutido ao longo deste trabalho, que as características estruturais afetam a organização da subestrutura de discordâncias, além da susceptibilidade à ocorrência de diversos mecanismos de recuperação dinâmica, como o escorregamento cruzado.

Essas características influenciam o encruamento do material e, conseqüentemente, provocaram mudanças nas respostas apresentadas por cada um dos materiais após as mudanças da trajetória de deformação (CORRÊA *et al.* 2003).

Um exemplo da influência das características estruturais no comportamento mecânico dos materiais testados é a susceptibilidade à ocorrência da transformação martensítica induzida por deformação plástica no aço inoxidável 304N, algo não observado para o aço AISI 409.

Deve-se acrescentar que a quantidade de deformação plástica necessária ao início da transformação martensítica dependeu do modo de deformação plástica aplicado ao material.

Como exemplo, a figura 5.45 mostra a fração das martensitas ϵ e α' (em percentual) em função da deformação efetiva para a sequência de carregamento laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}.

Nota-se que para essa rota de processamento é necessário um valor de deformação efetiva superior a 0,11 em cisalhamento ou 0,17 de deformação efetiva acumulada (ϵ_{et} de 0,06 na pré-deformação em laminação a frio) para ocorrer a formação de martensita no aço AISI 304.

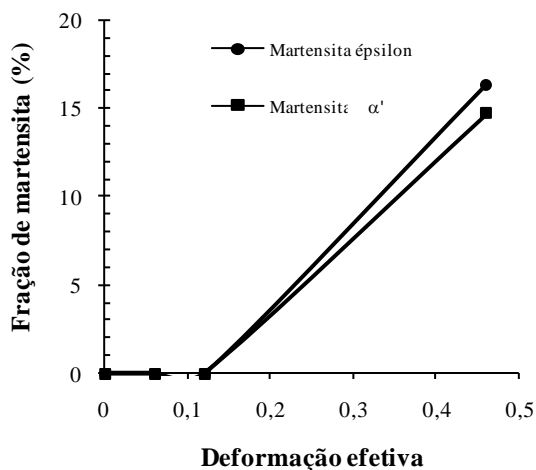


Figura 5.45– Curva fração de martensita (%) – deformação efetiva para o aço AISI 304 obtida para a sequência de carregamento laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}.

Os resultados encontrados mostraram que as condições necessárias à transformação martensítica no aço AISI 304 levam em consideração não só a quantidade de deformação plástica, mas o modo de deformação e a sequência em que os esforços mecânicos são aplicados.

Deste modo, verificou-se que a deformação em tração promove a geração de uma quantidade maior de martensitas ϵ e α' , em relação ao observado quando a deformação plástica é conduzida em cisalhamento. Deve-se adicionar que a condição anterior do material também constitui um importante item a ser analisado para o estudo do comportamento mecânico do aço AISI 304.

Quando o aço inoxidável 304N é pré-deformado em tração e em seguida, cisalhado monotonicamente na mesma direção da tração anterior, a quantidade de martensita α' é consideravelmente maior que quando pré-deformado em laminação e posteriormente, cisalhado. Essas características de comportamento afetam as respostas do material, ocasionando, dentre outros efeitos, diferenças em termos da evolução do encruamento e da resistência mecânica do material, em função do modo de deformação plástica aplicado ao aço AISI 304.

A ordem em que os esforços mecânicos são aplicados (trajetória empregada na deformação plástica) foi considerada a principal variável do encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409. A associação do comportamento mecânico desses aços à classificação feita por CHUNGER e WAGONER (1986), em materiais do tipo 1 ou tipo 2 não deve ser restrita a um grupo particular de metais, mas ao modo como os mesmos são deformados.

O comportamento mecânico associado ao tipo 2 de materiais (aumento da resistência mecânica inicial, indicada pela elevação da tensão de fluxo inicial, acompanhada por uma queda da taxa de encruamento) foi o mais observado. Esse tipo de comportamento mecânico foi observado nos aços AISI 304 e AISI 409 nas rotas de processamento mecânico laminação/cisalhamento, tração/cisalhamento, laminação/tração/tração (sendo a última tração conduzida a 0° , 45° e 90° , em relação à primeira tração), laminação/tração/cisalhamento (sendo o cisalhamento conduzido a 0° e a 45° , em relação à direção de condução do ensaio de tração).

O comportamento do tipo 1 foi observado basicamente em duas sequências de carregamento: no Bauschinger (cisalhamento direto/cisalhamento reverso) e na rota laminação/tração/cisalhamento, especificamente para o cisalhamento realizado a 135° da direção do ensaio de tração. Nestes casos, a semelhança de comportamento mecânico é explicada fundamentalmente pelos valores do parâmetro " α ", -1,0 e -0,5, respectivamente.

Este trabalho avaliou diversos efeitos no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409, dentre os quais, o tipo e a quantidade de pré-deformação, além da rota de processamento mecânico (modo de deformação plástica) através das rotas de carregamento laminação/tração/tração e laminação/tração/cisalhamento, sendo ambas conduzidas em diferentes direções.

Analisando-se o efeito do tipo de pré-deformação: laminação a frio ou tração, no encruamento dos aços inoxidáveis, observou-se que ambos os modos de deformação ocasionaram aumento da resistência mecânica e oscilações da taxa de encruamento. Contudo, a intensidade dos fenômenos detectados foi sensivelmente maior para o aço

AISI 409, sugerindo novamente, a forte influência das características estruturais no provável arranjo subestrutural assumido pelo material à medida que o mesmo é deformado plasticamente.

Considerando o efeito da rota de processamento no comportamento mecânico dos aços AISI 304 e AISI 409, as rotas laminação/tração/tração e laminação/tração/cisalhamento foram estudadas. Embora a quantidade de deformação aplicada aos materiais até o penúltimo estágio de deformação plástica tenha sido a mesma para os dois materiais, as respostas apresentadas foram distintas, principalmente para a primeira condição de deformação, devido às mudanças no último modo de deformação.

Para a rota de processamento mecânico laminação/tração/tração, a principal divergência entre os aços inoxidáveis foi a condição de conformabilidade do material. Com exceção da tração conduzida na mesma direção de laminação (sequência laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°}), o aço AISI 409 exibiu instabilidade plástica no início do recarregamento em tração (sequências laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°}), devido à queda brusca da taxa de encruamento.

Diante disso, três tipos de análises foram utilizadas para a interpretação do comportamento mecânico apresentado por esse material. A primeira hipótese sugere que o rompimento rápido do material no último estágio de tração seja devido ao limite de deformação plástica do aço AISI 409 em condição de carregamento em tração.

Contudo, todas as direções em que o último ensaio de tração foi realizado apresentaram reduções do limite de deformação crítica (início da instabilidade plástica), quando comparado com o detectado em condições de carregamento monotônico, até mesmo para a sequência de carregamento praticamente linear: laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°}.

A segunda abordagem considera a severidade da mudança na trajetória de deformação. Neste caso, a tração conduzida a 90° seria o modo de deformação mais adequado ao desenvolvimento das microbandas, típicas em sequências ortogonais como essa. A presença dessas microbandas foi relacionada ao valor elevado da razão da tensão de fluxo no recarregamento em relação à tensão de fluxo do carregamento monotônico, para a mesma quantidade de deformação efetiva.

Por fim, a influência da textura cristalográfica na fragilidade do aço AISI 409 sob o carregamento laminação/tração/tração foi considerada para a tração conduzida a 45°. A interferência da textura do material para essa condição de carregamento foi citada porque durante a caracterização mecânica do aço AISI 409, observou-se que essa foi a direção que apresentou o maior valor para a tensão limite de escoamento, associada com o menor coeficiente de encruamento. No entanto, a influência da textura cristalográfica

dos aços AISI 304 e AISI 409, embora tenha sido citada, não foi explorada em detalhes neste trabalho. Deste modo, em todas as situações em que a textura não é citada como sendo a variável responsável pelas características de encruamento dos materiais estudados, admite-se que a mesma não tenha sofrido variações com a mudança na trajetória de deformação.

O aço AISI 304 também experimentou quedas da taxa de encruamento normalizada com a presença de transientes. Contudo, a intensidade desses fenômenos foi sensivelmente menor que àquela apresentada pelo aço AISI 409.

A outra rota de processamento mecânico, laminação/tração/cisalhamento, ao contrário da rota laminação/tração/tração, não exibiu uma queda acentuada da ductilidade para o aço AISI 409. Isso se deve ao fato da mudança do modo de deformação plástica, de tração para cisalhamento. Este último tipo de deformação não apresenta a formação de pontos de estricção, possibilitando assim, um aumento da capacidade de deformação plástica do material.

Assim como observado para a rota laminação/tração/tração, o padrão de comportamento mecânico observado nos aços AISI 304 e AISI 409 sob a rota de processamento mecânico laminação/tração/cisalhamento foi semelhante. No entanto, observou-se que a intensidade dos fenômenos detectados, como o aumento e a redução da tensão de fluxo e principalmente, a evolução da taxa de encruamento, foram diferentes.

Com relação a essa última característica, o aço AISI 409 apresentou a maior sensibilidade às mudanças da trajetória de deformação. Neste caso, três valores do parâmetro “ α ” foram aplicados: 0,00 (laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}), 0,50 (laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°}) e -0,50 (laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{135°}).

Os comportamentos mecânicos típicos de materiais submetidos a cada uma dessas mudanças na trajetória foram observados, como por exemplo, a redução da tensão em relação ao carregamento monotônico para a sequência pseudo-reversa (laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{135°}), além da presença de transientes na taxa de encruamento.

A aplicação dessas e de outras rotas de processamento mecânico demonstrou que o aço AISI 304 é mais resistente à ocorrência dos fenômenos descritos anteriormente. Essa diferença na susceptibilidade de ocorrência dos efeitos decorrentes da mudança na trajetória de deformação deve-se à maior estabilidade estrutural do aço AISI 304, a qual é auxiliada, dentre outros mecanismos, pela transformação martensítica.

Pode-se afirmar que o padrão de comportamento mecânico apresentado pelos materiais após as mudanças na trajetória de deformação foi igual. No entanto, a intensidade dos fenômenos observados foi diferente.

As mudanças do encruamento foram mais intensas no aço AISI 409, sugerindo, que neste material, a subestrutura de discordâncias sofreu uma desestruturação maior com a mudança do modo de deformação, sendo isso indicado pelo encruamento transiente na maioria das sequências de carregamento estudadas, maior que o detectado para o aço AISI 304.

O comportamento apresentado pelos aços inoxidáveis 304N e 409, como discutido anteriormente, foi em sua maioria, típico dos materiais classificados como tipo 2, ou seja, um aumento da resistência ao escoamento no início do recarregamento, com posterior queda da taxa de encruamento.

Sabe-se que a magnitude do aumento da tensão de fluxo no início do recarregamento em tração ou em cisalhamento depende, dentre outros fatores, da quantidade de pré-deformação e possivelmente, do tamanho de grão inicial (efeito não considerado neste estudo), WILSON *et al.* (1990). No entanto, o aumento da deformação plástica no último modo de deformação (novamente, em tração ou em cisalhamento) ocasionou um comportamento mecânico distinto para os dois materiais, em termos, por exemplo, da evolução do transiente no encruamento.

Uma maneira de ilustrar a variação do encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409 após as mudanças na trajetória de deformação é através da análise dos valores do coeficiente de encruamento (n) em função das sequências de carregamento discutidas neste trabalho.

Deste modo, a tabela V.14 mostra os valores do coeficiente de encruamento obtidos após as sucessivas mudanças na trajetória de deformação aplicadas ao aço inoxidável 304N.

Embora a análise do encruamento dos aços inoxidáveis a partir do coeficiente de encruamento seja um modo isolado de comparar o efeito da mudança na trajetória de deformação no comportamento mecânico dos materiais, ela permite identificar a tendência de comportamento do material.

Tabela V.14 – Valores do coeficiente de encruamento, n , em função da sequência de carregamento para o aço AISI 304.

Sequência de carregamento	Coeficiente de encruamento, n
Monotônico a 0°	0,461
Monotônico a 45°	0,477
Monotônico a 90°	0,467
Monotônico a 135°	0,485
Laminação _{6%} /Cisalhamento _{0°}	0,413
Tração _{6%} /Cisalhamento _{0°}	0,379
Bauschinger com $\varepsilon_{et} = 0,06$	0,481
Bauschinger com $\varepsilon_{et} = 0,12$	0,570
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Tração _{0°}	0,424
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Tração _{45°}	0,490
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Tração _{90°}	0,497
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Cisalhamento _{0°}	0,413
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Cisalhamento _{45°}	0,394
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Cisalhamento _{135°}	0,434

As sequências de carregamento que ocasionaram redução do coeficiente de encruamento, quando comparado com o valor encontrado no carregamento monotônico em cisalhamento conduzido a 0° , a 45° e a 135° , em relação à direção de laminação da chapa foram: laminação_{6%}/cisalhamento_{0°}, tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{0°}, laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{0°}, laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/cisalhamento_{135°}.

Para as outras sequências, Bauschinger, laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°} observa-se um aumento ligeiro do coeficiente de encruamento, com destaque para os carregamentos Bauschinger.

Pode-se afirmar que o aumento do encruamento verificado nas sequências Bauschinger deve-se à evolução subestrutural que o material sofre com a inversão do sentido de deformação plástica (dissolução da provável subestrutura de discordâncias construída na etapa de cisalhamento direto). Nessas sequências, observou-se que a quantidade de martensita induzida por deformação plástica é relativamente pequena, algo próximo a 1% de martensita épsilon e 5% de martensita α' .

Contudo, para as sequências laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°}, a contribuição da presença de martensita para o aumento do encruamento do aço AISI 304 tende a ser maior. Nessas condições de carregamento mecânico registrou-se ~ 16% e ~17% de martensitas épsilon e α' , respectivamente.

Uma característica comum nas sequências de carregamento que ocasionaram um aumento do coeficiente de encruamento em relação aos valores detectados em situação de carregamento monotônico é o consequente aumento da ductilidade do aço AISI 304, sendo isso expresso pelo valor da deformação residual uniforme, ϵ_{ur} .

A figura 5.46 exhibe as curvas de deformação residual uniforme em função do valor de pré-deformação para as sequências de carregamento aplicadas ao aço AISI 304. Nota-se que a ocorrência da martensita α' não indica que a ductilidade do material aumente necessariamente.

BRESSANELI e MOSKOWITZ (1966) destacam que o aumento da ductilidade, devido à transformação martensítica nos aços inoxidáveis austeníticos deve-se ao fato de essa transformação inibir a formação de pontos de concentração de deformação plástica (pescoço). Entretanto, o aumento da ductilidade devido à presença de martensita induzida por deformação plástica não é indicado pela quantidade total de martensita que o material apresenta, mas pela sua distribuição ao longo do mesmo.

A presença da martensita α' só auxiliou o aumento do encruamento (e da ductilidade) quando o modo de deformação plástica manteve-se praticamente inalterado (rotas de processamento mecânico laminação/tração/tração, sendo a última tração conduzida a 45° e 90°, em relação ao estágio de deformação plástica anterior).

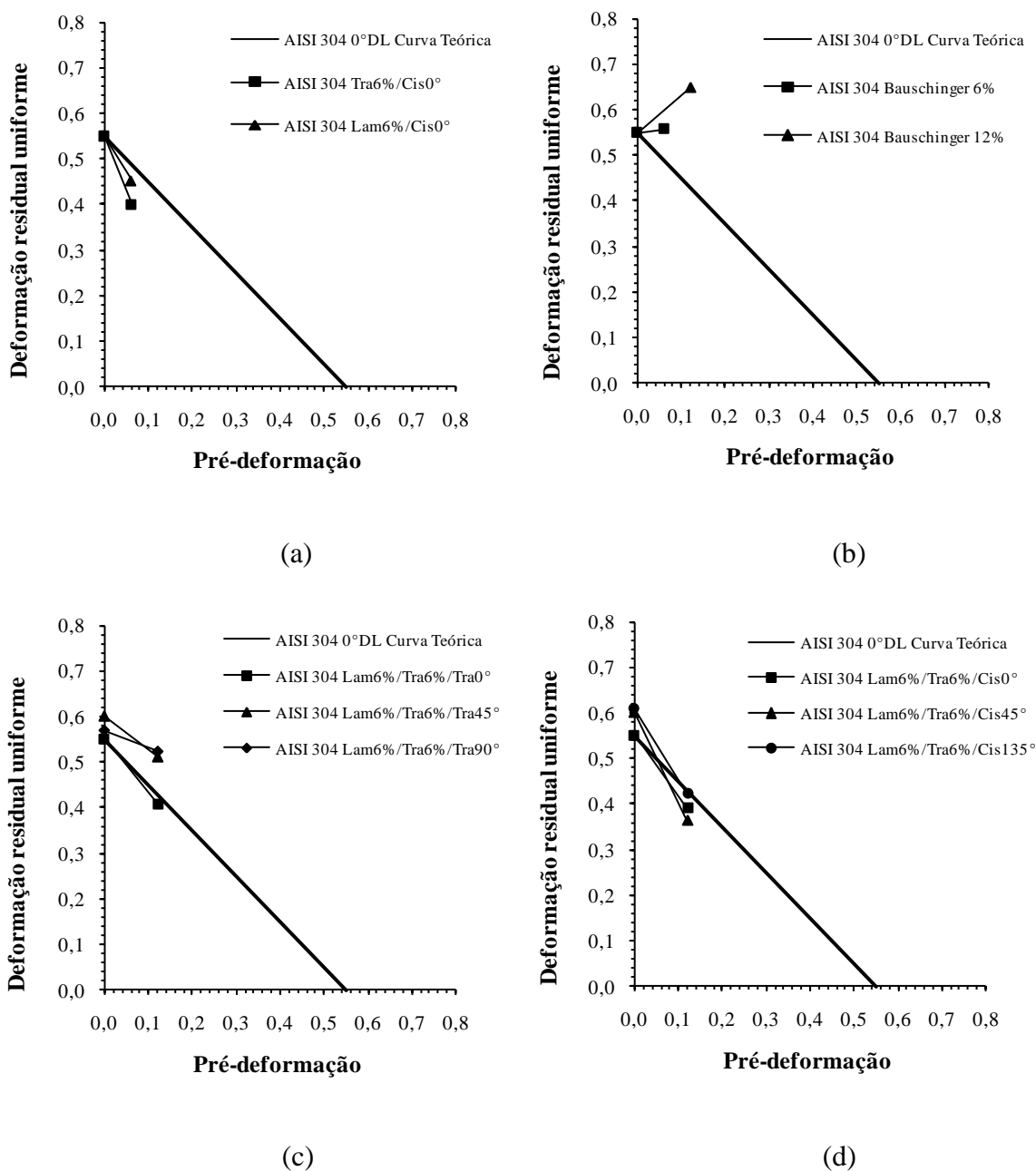


Figura 5.46– Curvas deformação residual uniforme – pré-deformação para diferentes rotas de carregamento aplicadas ao aço AISI 304: (a) laminação/cisalhamento e tração/cisalhamento, (b) cisalhamento direto/cisalhamento reverso (Bauschinger), (c) laminação/tração/tração e (d) laminação/tração/cisalhamento.

A sensibilidade maior do encruamento do aço AISI 409 às mudanças na trajetória de deformação é indicada na tabela V.15 pela redução do coeficiente de encruamento em praticamente todas as sequências de carregamento, exceto aquelas associadas ao carregamento Bauschinger.

Tabela V.15 – Valores do coeficiente de encruamento, n , em função da sequência de carregamento para o aço AISI 409.

Sequência de carregamento	Coeficiente de encruamento, n
Monotônico a 0°	0,247
Monotônico a 45°	0,237
Monotônico a 90°	0,243
Monotônico a 135°	0,240
Laminação _{6%} /Cisalhamento _{0°}	0,186
Tração _{6%} /Cisalhamento _{0°}	0,152
Bauschinger com $\varepsilon_{et} = 0,06$	0,316
Bauschinger com $\varepsilon_{et} = 0,12$	0,381
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Tração _{0°}	0,177
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Tração _{45°}	0,120
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Tração _{90°}	0,125
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Cisalhamento _{0°}	0,169
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Cisalhamento _{45°}	0,160
Laminação _{6%} /Tração _{6%} /Cisalhamento _{135°}	0,216

No carregamento Bauschinger, para ambos os materiais, quanto maior o valor da pré-deformação em cisalhamento direto, maior o acréscimo proporcionado ao coeficiente de encruamento, em relação ao observado no carregamento monotônico em cisalhamento conduzido a 0° , como revela a figura 5.17.

Similarmente ao observado para o aço AISI 304, observou-se ainda que o aumento da ductilidade do aço AISI 409 só ocorreu nas condições de carregamento que proporcionaram um aumento do coeficiente de encruamento.

Para o aço AISI 409, assim como observado para o aço AISI 304, o esforço de tração afetou significativamente a condição de conformabilidade destes aços. Como exemplo, os itens anteriores mostraram que as sequências de carregamento laminação/tração/tração apresentaram instabilidade plástica no início do recarregamento referente ao segundo estágio de tração.

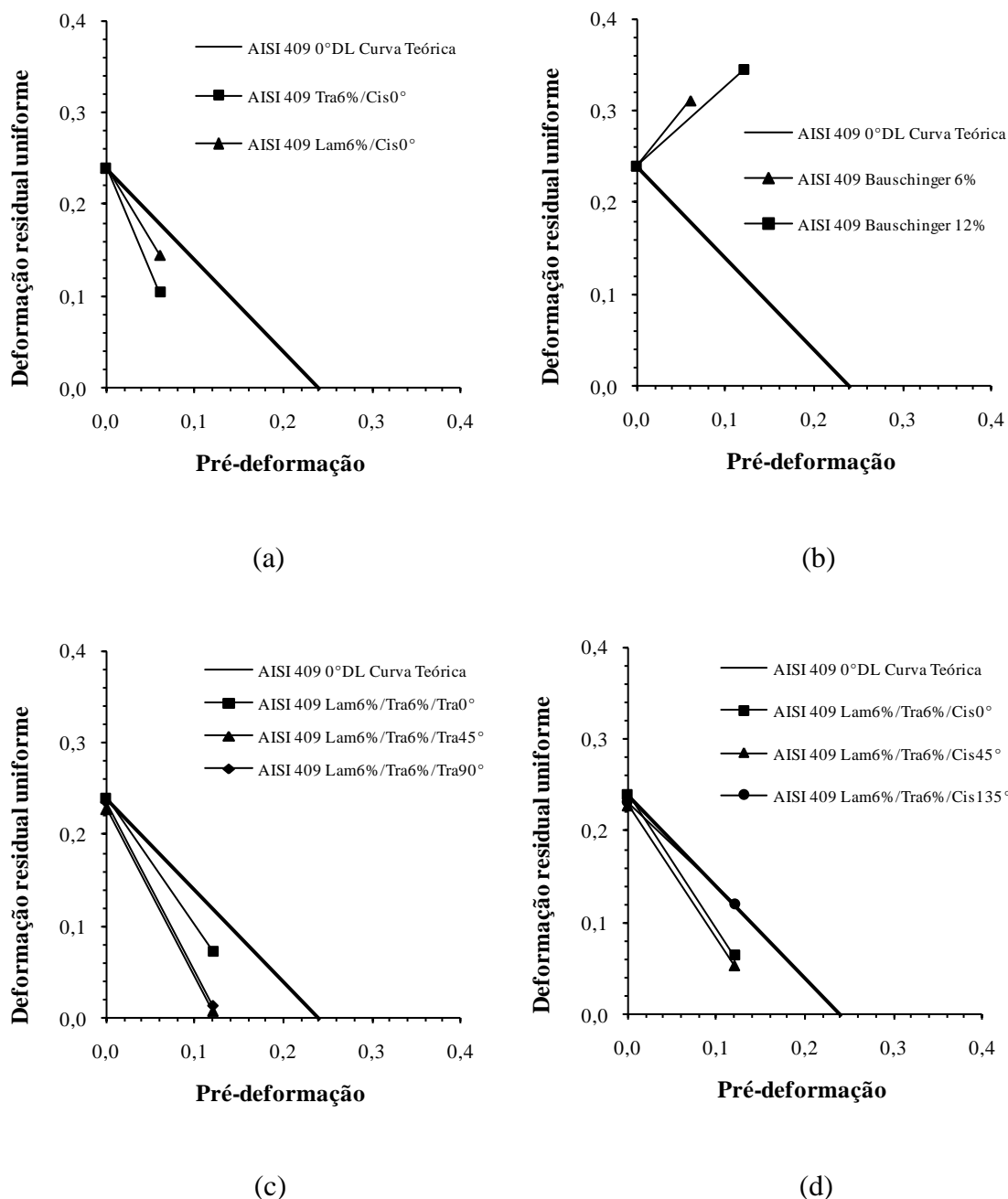


Figura 5.47– Curvas deformação residual uniforme – pré-deformação para diferentes rotas de carregamento aplicadas ao aço AISI 409: (a) laminação/cisalhamento e tração/cisalhamento, (b) cisalhamento direto/cisalhamento reverso (Bauschinger), (c) laminação/tração/tração e (d) laminação/tração/cisalhamento.

Por fim, deve-se frisar a importância das características estruturais e do modo de deformação no encruamento dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 409. Com a fixação de uma dessas condições, percebe-se, por exemplo, que a quantidade de pré-deformação tem um efeito maior no encruamento dos materiais que o representado até mesmo pela

sequência de carregamento aplicada ao material. No entanto, para uma mesma sequência de carregamento mecânico, a ordem de aplicação dos esforços também constitui uma variável que afeta a resposta mecânica destes materiais.

6. CONCLUSÕES

A aplicação das rotas de processamento mecânico laminação/cisalhamento, tração/cisalhamento, cisalhamento direto/cisalhamento reverso (carregamento Bauschinger), laminação/tração/tração e laminação/tração/cisalhamento, sendo essas duas últimas conduzidas em direções diferentes, ocasionou alterações no comportamento mecânico típico dos aços inoxidáveis 304N e 409, quando comparado ao observado numa condição de carregamento simples (cisalhamento monotônico). Os itens apresentados abaixo descrevem, resumidamente, os resultados dessas transformações mecânicas no comportamento mecânico desses materiais:

- a) A ocorrência de aumento ou de redução da resistência ao escoamento plástico, em relação ao carregamento de referência (cisalhamento monotônico) dependeu da severidade da mudança na trajetória de deformação, além da quantidade e do modo de pré-deformação;
- b) Para uma mesma severidade de mudança no caminho de deformação (mesmo valor do parâmetro “ α ”), o modo e a ordem em que os esforços mecânicos foram aplicados produziram resultados diferentes nos dois materiais, como por exemplo, a evolução do encruamento;
- c) Os transientes na taxa de encruamento normalizada e as instabilidades plásticas dependeram das características estruturais dos materiais analisados, da quantidade de pré-deformação (a oscilação do encruamento aumenta com a quantidade de pré-deformação) e do modo de deformação plástica usado tanto para a pré-deformação, assim como na última etapa de carregamento mecânico;
- d) O encruamento e a ductilidade do aço AISI 409 foram mais sensíveis às mudanças na trajetória de deformação que o observado para o aço AISI 304, em termos da intensidade dos fenômenos observados (oscilação da taxa de encruamento, por exemplo), desprezando os efeitos da diferença do tamanho de grão entre esses materiais;
- e) A ductilidade dos aços AISI 304 e AISI 409 também foi sensível às mudanças na trajetória de deformação, observando-se aumento da ductilidade para as condições de carregamento em que a tensão de fluxo inicial no recarregamento é inferior à observada para o carregamento monotônico (carregamento Bauschinger, aços AISI 304 e AISI 409), além da presença de martensita induzida por deformação plástica (sequências laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°}, aço AISI 304);

- f) As diferenças da magnitude dos efeitos observados após as mudanças na trajetória de deformação nos aços AISI 304 e AISI 409 foram associadas às características estruturais distintas desses materiais que afetam a provável organização subestrutural, além das diferenças de anisotropia inicial destes materiais;
- g) A transformação martensítica induzida por deformação plástica no aço AISI 304 dependeu da quantidade de deformação plástica aplicada ao material, do estado anterior do material, da rota de carregamento mecânico e principalmente, do modo de deformação plástica;
- h) O efeito da transformação martensítica no aumento da taxa de encruamento normalizada foi percebido nas rotas de processamento mecânico que utilizaram basicamente esforços de tração, como a rota laminação/tração/tração;
- i) A severidade da mudança na trajetória de deformação, indicada pelo parâmetro “ α ”, não indicou integralmente a intensidade das variáveis estudadas no encruamento dos aços AISI 304 e AISI 409.

7. CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS AO CONHECIMENTO

A descrição do estudo do comportamento mecânico (encruamento) dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 409 sob diferentes condições de deformação plástica contribuiu para o estudo dos materiais metálicos, em termos da(o):

- a) Caracterização do comportamento mecânico dos aços AISI 304 e AISI 409 sob condições de deformação plástica complexas;
- b) Compreensão do efeito de diferentes variáveis, como a quantidade e o tipo de pré-deformação, o modo de deformação e o tipo de material, no encruamento de dois materiais diferentes;
- c) Disponibilidade de dados referentes à evolução do encruamento para sequências complexas de deformação plástica, observadas em situações reais de conformação mecânica, os quais podem ser usados em métodos de simulação numérica.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Construção de outro dispositivo de ensaio de cisalhamento e/ou modificações na geometria do corpo de prova que permitam a retirada de corpos de prova de tração após a realização dos ensaios de cisalhamento;
- Descrições micro e subestrutural mediante o uso de análises por microscopia óptica e eletrônica de transmissão para o estudo da influência da evolução microestrutural no encruamento dos materiais testados;
- Análise do comportamento mecânico para as mesmas condições de carregamento utilizadas neste trabalho, assim como para outras, mas para outros estados, não necessariamente, o estado como recebido. Neste caso, admite-se que os materiais possam ter sofrido algum processamento termomecânico antes e durante a deformação plástica;
- Estudo do efeito da orientação preferencial (textura cristalográfica) no respectivo comportamento mecânico dos materiais testados;
- Execução de análises numéricas por elementos finitos, considerando as curvas de fluxo obtidas em sequências de carregamento complexas, como as utilizadas neste trabalho. O objetivo seria a descrição detalhada de fenômenos observados nessas sequências de carregamento, como a instabilidade plástica prematura no caso do aço AISI 409 para as sequências laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{45°} e laminação_{6%}/tração_{6%}/tração_{90°}.

9. REFERÊNCIAS

- AN *et al.* (2009) AN. Y.G., VEGTER, H., HEIJNE, J. Development of Simple Shear Test for the Measurement of Work Hardening. *Journal of Materials Processing Technology*, v.209, p. 4248-4254, 2009.
- ANGEL (1954) ANGEL. T. Formation of Martensite in Austenitic Stainless Steels: Effect of Deformation, Temperature and Composition. *Journal of Iron Steel Institute*, p. 165-174, 1954.
- ARCELOR MITTAL INOX DO BRASIL (2006) CATÁLOGO ARCELOR MITTAL INOX DO BRASIL. Aço inox – Especificações Técnicas. Belo Horizonte/MG, [s.n], out. 2006.
- ASM HANDBOOK (2001a) ASM METALS HANDBOOK. Forming and Forging – Formability Testing of Sheet Metals, 9th Edition. Ohio: American Society for Metal – ASM International, v. 14, p. 1265-1267, 2001a.
- ASM HANDBOOK (2001b) ASM METALS HANDBOOK. Properties and Selection: Irons Steels, and High Performance Alloys. 2nd ed. Ohio: American Society for Metal – ASM International, v.1, 2521p, 2001b.
- BACROIX *et al.* (1994) BACROIX, B., GENEVOIS, P.; TEODOSIU, C. Plastic Anisotropy in low Carbon Steels Subjected to Simple Shear with Strain Path Changes. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, v.13, p. 661-675, 1994.
- BACROIX e HU (1995) BACROIX, B., HU, Z. Texture Evolution Induced by Strain Path Changes in low Carbon Steel Sheets. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 26A, p. 601-613, March 1995.
- BACROIX *et al.* (1999) BACROIX, B., CHAUVEAU, Th., FERREIRA DUARTE, J., BARATA DA ROCHA, A., GRACIO, J.

- The respective influences of grain size and texture on the formability of a 1050 aluminium alloy. *International Journal of Engineering Science*, v.37, p. 509-526, 1999.
- BARATA da ROCHA *et al.* (2009) BARATA da ROCHA, A., SANTOS, A.D., TEIXEIRA, P., BUTUC, M.C. Analysis of Plastic Flow Localization under Strain Paths Changes and its Coupling with Finite Element Simulation in Sheet Metal Forming. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 209, p. 5097-5109, 2009.
- BARLAT *et al.* (2003) 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.
- BATE (1993) BATE, P.S. The Effects of Combined Strain-Path and Strain-Rate Changes in Aluminum. *Metallurgical Transactions*, v. 24a, p. 2679-2689, 1993.
- BOUVIER *et al.* (2005) BOUVIER, S., ALVES, J.L., OLIVEIRA, M.C., MENEZES, L.F. Modelling of Anisotropic Work-Hardening Behaviour of Metallic Materials Subjected to Strain-Path Changes. *Computational Materials Science*, v. 32, p. 301-315, 2005.
- BOUVIER *et al.* (2006a) BOUVIER, S., GARDEY, B., HADDADI, H., Teodosiu, C. Characterization of the Strain-Induced Plastic Anisotropy of Rolled Sheets by using Sequences of Simple Shear and Uniaxial Tensile Tests. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 174, p. 115-126, 2006a.
- BOUVIER *et al.* (2006b) BOUVIER, S., HADDADI, H., LEVÉE, P., TEODOSIU, C. Simple Shear Tests: Experimental Techniques and Characterization of the Plastic Anisotropy of Rolled Sheets at Large Strains. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 172, p. 96-103, 2006b.

- BOGER *et al.* (2005) BOGER, R.K., WAGONER, R.H., BARLAT, F.; LEE, M.G. Continuous, Large Strain, Tension/Compression Testing of Sheet Material. *International Journal of Plasticity*, v.21, p. 2319-2343, 2005.
- BRESSANELLI e MOSKOWITZ (1966) BRESSANELLI, J.P., MOSKOWITZ, A. *Trans. ASM*, v. 59, p. 223-239, 1966.
- CHOTEAU *et al.* (2005) CHOTEAU, M., QUAEGBEUR, P.; DEGALLAIX, S. Modelling of Bauschinger Effect by Various Constitutive Relations Derived from Thermo Dynamical Formulation. *Mechanics of Materials*, v.37, p. 1143-1152, 2005.
- CHRISTODOULOU *et al.* (1986) CHRISTODOULOU, N., WOO, O.T., MACLEWEN, S.R. Effect of Stress Reversals on the Work Hardening Behaviour of Polycrystalline Copper. *Acta Metallurgica*, v. 34, p. 1553–1562, 1986.
- CHUNG e LEE (1993) CHUNG, J.H., LEE, D.N. Effect of Changes in Strain Path on the Anisotropy of Yield Stresses of low-Carbon Steel and 70-30 Brass Sheets. *Journal of Materials Science*, v. 28, p. 4704–4712, 1993.
- CHUNG e WAGONER (1986) CHUNG, K., WAGONER, R.H. Effect of Stress-Strain-law Transients on Formability. *Metallurgical Transactions*, v.17A, p. 1001-1009, June 1986.
- COFFIN e TAVERNELLI (1959) COFFIN, L.F., TAVERNELLI, J.F. The Cyclic Straining and Fatigue of Metals. *Trans. Metal. Soc. AIME* 215, p. 794–807, 1959.
- COLAK (2004) COLAK, O.U. A Viscoplasticity Theory Applied to Proportional and non-Proportional Cyclic Loading at Small Strains. *International Journal of Plasticity*, v. 20, p. 1387-1401, 2004.
- CORRÊA *et al.* (2003) CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., SILVA, E.M.P., CETLIN, P.R. The Effect of Sequential Tensile and Cyclic Torsion Straining on Work Hardening of Steel and

- Brass. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 142, p. 282-288, 2003.
- CORRÊA (2004) CORRÊA, E.C.S. Aspectos do Encruamento de Metais Previamente Deformados a Frio. 2004, 233f. Tese apresentada à Universidade Federal de Minas Gerais para obtenção do título de Doutora em Engenharia Metalúrgica e de Minas.
- CORRÊA *et al.* (2006) CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., MONTEIRO, W.A., CETLIN, P.R. Substructural Evolution During Cyclic Torsion of Drawn low Carbon Steel Bars. *Materials Science and Engineering*, v. 420A, p. 286-290, 2006.
- COTRELL (1967) COTRELL, A.H. *An Introduction to Metallurgy*, Edward Arnold (Publishers) Ltd, London, p. 266-269, 1967.
- COURBON e DUVAL (1993) COURBON, J., DUVAL, J.L. Strain Hardening of Aluminum Alloy 3004 in the Deep Drawing and Ironing Processes. *J. Phys. IV 3*, v. 3 (7), p. 247-250, 1993.
- DAVENPORT e HIGGINSON (2000) DAVENPORT, S. B., HIGGINSON, R. L. Strain Path Effects under Hot Working: an Introduction. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 98, p. 267-291, 2000.
- Di SCHINO e KENNY (2002) Di SCHINO, A., KENNY, J.M. Effects of the grain size on the corrosion behavior of refined AISI 304 austenitic stainless steel. *Journal of Materials Science Letters*, v. 21, p. 1631-1634, 2002.
- DIETER (1981) DIETER, G.E. *Mechanical Metallurgy*. 2ed. London, McGraw-Hill, 1981, 751p.
- DOUCET e WAGONER (1989) DOUCET, A.B., WAGONER, R.H. Transient Tensile Behavior of Interstitial-Free Steel and 70/30 Brass Following Plane-Strain Deformation. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 20A, p. 1483-1493, 1989.

- ENAMI (2005) ENAMI, K. The Effects of Compressive and Tensile Prestrain on Ductile Fracture Initiation in Steels. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 72, p. 1089-1105, 2005.
- FEAUGAS (1999) FEAUGAS, X. On the Origin of the Tensile Flow Stress in the Stainless Steel AISI 316L at 300K: back Stress and Effective Stress. *Acta Materialia*, v. 13, p. 3617-3632, 1999.
- FERNANDES *et al.* (1993) FERNANDES, J.V., GRACIO, J.J., SCHMITT, J.H. e RAUCH, E.F. *Scripta Metallurgica Materialia*, v. 28, p. 1335-1340, 1993.
- FERREIRA DUARTE *et al.* (1997) FERREIRA DUARTE, J., BARATA DA ROCHA, A., BACROIX, B., GRACIO, J.J. Proceedings of the 19th Biennial IDDRG96 Congress, Miskolc, Hungria, p. 367, 1999.
- FOLTRAN (1999) FOLTRAN, C.E. Análise de Problemas Planos em Regime Elasto-Plástico pelo Método de Elementos de Contorno. 1999, 251p. Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia Civil da Universidade Estadual de Campinas para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Estruturas.
- GARDEY *et al.* (2005) GARDEY, B., BOUVIER, B., BACROIX, B. Correlation Between the Macroscopic Behaviour and the Microstructural Evolutions During Large Plastic Deformation of a Dual Phase Steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 36A, p. 2937–2945, 2005.
- GASPERINI *et al.* (1996) GASPERINI, M., PINNA, C., SWIATNICKI, W. Microstructure Evolution and Strain Localization During Shear Deformation of an Aluminium Alloy. *Acta Materialia*, v. 44, p. 4195-4208, 1996.
- GASPERINI *et al.* (2001) GASPERINI, M., DIRRAS, G.F., V. Richard, Microstructural Evolution During Monotonic and Reverse

- Shearing of AA5182 Aluminium Alloy. *Materials Science and Engineering*, v. 319A–321A, p. 457–460, 2001.
- GENEVOIS (1992) GENEVOIS, P., Etude Expérimentale et Modélisation du Comportement Plastique Anisotrope de Tôles d'acier en Grandes Déformations. Ph.D. Thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble, France, 1992.
- GENG e WAGONER (2002) GENG, L.; WAGONER, R.H. Role of Plastic Anisotropy and its Evolution on Springback. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 44, p. 123-148, 2002.
- GRACIO (1995) GRACIO, J.J. The Effect of Grain Size on the Microstructural Evolution of Copper Deformed in Rolling. *Materials Science and Engineering*, v. 196A (1), p. 97-104, 15 June 1995.
- GRACIO *et al.* (2000) 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.
- G'SELL *et al.* (2003) G'SELL, CHRISTIAN., BONI, SERGE., SHRIVASTAVA, SURESH. Application of the Plane Simple Shear Test for Determination of the Plastic Behaviour of Solid Polymers at Large Strains. *Journal of Materials Science*, v. 18 (3), p. 903-918, 2003.
- GRONOSTAJSKI e MIZIOLEK, (2004) GRONOSTAJSKI, Z., MIZIOLEK, N. The Effect of Cyclic Strain Path on the Properties and Structure of CuAl10 Aluminium Bronze. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 155-156, p. 1138-1143, 2004.
- GRONOSTAJSKI e JÁSKIEWICZ (2005) GRONOSTAJSKI, Z., JÁSKIEWICZ, K. Influence of Sequence and Simultaneous Deformation on Behavior of CuSi3.5 Silicon Bronze. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 177, p. 448-451, 2005.
- HADDADI *et al.* (2006) HADDADI, H., BOUVIER, S., BANU, M., MAIER, C.,

- TEODOSIU, C. Towards an Accurate Description of the Anisotropic Behaviour of Sheet Metals under Large Plastic Deformations: Modelling, Numerical Analysis and Identification. *International Journal of Plasticity*, v. 22, p. 2226-2271, 2006.
- HADDAG *et al.* (2007) HADDAG, BADIS., BALAN, TUDOR., ABED-MERAIM, FARID. Investigation of Advanced Strain-Path Dependent Material models for Sheet Metal Forming Simulations. *International Journal of Plasticity*, v. 23, p. 951–979, 2007.
- HASEGAWA *et al.* (1986) HASEGAWA, T., YAKOU, T., KOCKS, U.F. Forward and Reverse Rearrangements of Dislocations in Tangled Walls. *Materials. Science and Engineering*, v. 81A, p. 189-199, 1986.
- HECKER *et al.* (1982a) HECKER, SS., 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 1982a.
- HECKER *et al.* (1982b) HECKER, SS., 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, pp. 627-635, April 1982b.
- HIWATASHI *et al.* (1998) HIWATASHI, SHUNJI., VAN BAEL, ALBERT., VAN HOUTTE, PAUL. Cristian Teodosiu. Prediction of Forming Limit Strains under Strain-Path Changes: Application of an Anisotropic Model Based on Texture and Dislocation Structure. *International Journal of Plasticity*, v. 14 (7), p. 569 – 647, 1998.
- HU *et al.* (1992) HU, Z., RAUCH, E.F.; TEODOSIU, C. Work-Hardening Behavior of Mild Steel under Stress Reversal at Large Strains. *International Journal of Plasticity*, v.8, p. 839-859, 1992.

- HU (1994) HU, Z. Work-Hardening Behavior of Mild Steel under Cyclic Deformation at Finite Strains. *Acta Metallurgica Materialia*, v.42, p. 3481-3491, 1994.
- HUML (1990) HUML, P. The Influence of Strain Path on Wire Properties, *Adv. Technolol. Plast*, v. 2, s.827, 1990.
- HUNDY e SINGER (1954-1955) HUNDY, B.B., SINGER, A.R.E. The Distribution of Strains in the Rolling Process. *J. Inst. Metals*, v. 83, p. 401-407, 1954-1955.
- JIA e FERNANDES (2003) JIA, W.P., FERNANDES, J.P. Mechanical Behaviour and the Evolution of the Dislocation Structure of Copper Polycrystal Deformed under Fatigue-Tension and Tension-Fatigue Sequential Strain Paths. *Materials Science and Engineering*, v. 348A, p. 133-144, 2003.
- KASHYAP et al. (1988) KASHYAP, B.P., McTAGGART, K., TANGRI, K. *Phil. Mag. A*, v. 57, p. 97, 1988.
- KNOCKAERT *et al.* (2001) KNOCKAERT, R., CHASTEL, Y., MASSONI, E. Experimental and Numerical Determination of Texture Evolution During Deep Drawing tests. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 110, p. 300-311, 2001.
- KOCKS (1970) KOCKS, U.F. Relation Between Polycrystal Deformation and Single-Crystal Deformation. *Metallurgical and Materials Transactions*, p. 1121-1143, 1970.
- KORBEL e MARTIN (1988) KORBEL, A., MARTIN, P. Microstructural Events of Macroscopic Strain Localization in Prestrained Tensile Specimen. *Acta Metallurgica*, v. 36 (9), p. 2575-2586, 1988.
- LAUKONIS e GHOSH (1978) LAUKONIS, J V; GHOSH, A K. Effects of Strain Path Changes on the Formability of Sheet Metals. *Metallurgical Transactions*, v. 9A (12), p. 1849-1856, December 1978.

- LEE et al. (2005) LEE, M.G., KIM, D., KIM, C., WENNER, M.L., WAGONER, R.H.; CHUNG, K. Spring-Back Evaluation of Automotive Sheets Based on Isotropic-Kinematic Hardening Laws and non-Quadratic Anisotropic Yield Function. Part II: Characterization of Material Properties. *International Journal of Plasticity*, v.21, p. 883-914, 2005.
- LEWANDOWSKA (2003) LEWANDOWSKA, M. Dependence of the Deformation Microstructure of Aluminum Alloys on the Strain Path. *Materials Chemistry and Physics*, v. 81, p. 555-557, 2003.
- LI e BATE (1991) LI, F., BATE, P.S. Strain Path Changes Effects in Cube Textured Aluminum. *Acta Metallurgica Materialia*, v. 39, p. 2639-2650, 1991.
- LI et al. (2002) LI, K.P., CARDEN, W.P.; WAGONER, R.H. Simulation of Springback. *International Journal of Mechanical Sciences*, v.44, p. 103-122, 2002.
- LLOYD e SANG (1979) LLOYD, D.J., SANG, H. The Influence of Strain Path on Subsequent Mechanical Properties – Orthogonal Tensile Paths. *Metallurgical and Materials Transactions*, v.10A, p. 1767-1772, 1979.
- LOPES et al. (1999) LOPES, A.B., RAUCH, E.F., GRACIO, J.J. Textural vs Structural Plastic Instabilities in Sheet Metal Forming. *Acta Materialia*, v. 47 (3), p. 859-866, 1999.
- LOPES (2001) LOPES, A.L.B. Análise Microestrutural das Instabilidades Plásticas em Materiais Metálicos. 2001. 264p. Tese Apresentada ao Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro/Portugal para obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.
- LOPES et al. (2003) LOPES, A.B., BARLAT, F., GRACIO, J.J., FERREIRA DUARTE, J.F. E RAUCH, E.F. Effect of Texture and Microstructure on Strain Hardening Anisotropy for

- Aluminum Deformed in Uniaxial Tension and Simple Shear. *International Journal of Plasticity*, v. 19, p. 1-23, 2003.
- LUKSZA e BURDEK (2002) LUKSZA, J., BURDEK, M. The Influence of the Deformation Mode on the Final Mechanical Properties of Products in Multi-Pass Drawing and Flat Rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 125-126, p. 725-730, 2002.
- MANACH e FAVIER (1993) MANACH, P.Y., FAVIER, D. Origin of the Two-Way Memory Effect in NiTi Shape Memory Alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v. 28, p. 1417-1421, 1993.
- MANGONON e THOMAS (1970a) MANGONON JR, P.L., THOMAS, G. The Martensite Phases in 304 Stainless Steel. *Metallurgical Transactions*, v. 1, p. 1577-1586, 1970a.
- MANGONON e THOMAS (1970b) MANGONON JR, P.L., THOMAS, G. The Martensite Phases in 304 Stainless Steel. *Metallurgical Transactions*, v. 1, p. 1587-1594, 1970b.
- MIYAUCHI (1984) MIYAUCHI, K. A Proposal of a Planar Simple Shear Test in Sheet Metals. *Sci. Pap. Inst. Phys. Chem. Res. (Jpn)*, v. 78, p. 27-42, 1984.
- MODENESI (2001) MODENESI, P.J. *Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis*. 1.ed. Osasco: Escola SENAI Nadir Dias de Figueiredo, v. 1, 100p, 2001.
- MOVERARE e ODÉN (2002) MOVERARE, J.J., ODÉN, M. Deformation Behaviour of a Prestrained Duplex Stainless Steel. *Materials Science and Engineering*, v. 337A, p. 25-38, 2002.
- MOHR e OSWALD (2008) MOHR, D., OSWALD, D. A New Experimental Technique for the Multi-axial Testing of Advanced High Strength Steel. *Experimental Mechanics*, v. 48(1), p. 65-77, 2008.
- NESTEROVA *et al.* (2001a) NESTEROVA, E.V., BACROIX, B., TEODOSIU, C.

- Microstructure and Texture Evolution under Strain-Path Changes in low-Carbon Interstitial-Free Steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, v.32A, p. 2527-2538, October 2001a.
- NESTREROVA *et al.* (2001b) NESTEROVA, E.V., BACROIX, B., TEODOSIU, C. Experimental Observation of Microstructure Evolution under Strain-Path Changes in low-Carbon IF Steel. *Materials Science and Engineering*, v. 309A–310A, p. 495–499, 2001b.
- OLSON e COHEN (1975) OLSON, G.B., COHEN, M. Kinetics of Strain - Induced Martensítica Nucleation. *Metallurgical Transactions*, v. 6A, p. 791-795, 1975.
- PEETERS *et al.* (2001) PEETERS, B., SEEFELDT, M., TEODOSIU, C., KALIDINDI, S. R., VAN HOUTTE, P., AERNOUDT, E. Work-Hardening/Softening Behaviour of B.C.C. Polycrystals During Changing Strain Paths: I. an Integrated Model Based on Substructure and Texture Evolution and its Prediction of the Stress–Strain Behaviour of an IF Steel During Two-Stage Strain Paths. *Acta Materialia*, v. 49, p. 1607-1619, 2001.
- PEETERS *et al.* (2002) PEETERS, B., KALIDINDI, S. R., TEODOSIU, C., HOUTTE, P.V.; AERNOULDT, E. A Theoretical Investigation of the Influence of Dislocation Sheets on Evolution of Yield Surfaces in Single-Phase B.C.C. Polycrystals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v.50, p. 783-807, 2002.
- RAUCH (1991) RAUCH, E.F. In: Brandon DG, Chaim R, Rosen A, editors. *Proc ICSMA*, London (England): Haifa: Freund Publishing House Ltd; v. 9, p. 187–194, 1991.
- RAUCH (1992) RAUCH, E.F. The Flow law of Mild Steel under Monotonic or Complex Strain Path. *Solid State Phenomena*, v. 23 - 24, p. 317-334, 1992.

- RAUCH (1998) RAUCH, E.F. Plastic Anisotropy of Sheet Metals Determined by Simple Shear Tests. *Materials Science and Engineering*, v. 241A, p. 179-183, 1998.
- RAUCH (2000) RAUCH, E.F. Plasticity of Metals During Cold Working. Multiscale Phenomena in Plasticity. In: J. Lépinoux et al. (eds.), *Multiscale Phenomena in Plasticity*, Kluwer Academic Publishers, p. 303–318, 2000.
- RAUCH *et al.* (2002) RAUCH, E.F., GRACIO, J.J., BARLAT, F., LOPES, A.B., FERREIRA DUARTE, J.V. Hardening Behavior and Structural Evolution upon Strain Reversal of Aluminum Alloys. *Scripta Materialia*, v. 46, p. 881-886, 2002.
- RAUCH *et al.* (2007) RAUCH, E.F., GRACIO, J.J., BARLAT, F. Work-Hardening Model for Polycrystalline Metals under Strain Reversal at Large Strains. *Acta Materialia*, v. 55, p. 2939-2948, 2007.
- RAUCH e G'SELL (1989) RAUCH, E.F., G'SELL, C. Flow Localization Induced by a Change in Strain Path in Mild Steel. *Materials Science and Engineering*, v. 111A, p. 71–80, 1989.
- RAUCH e SCHMITT (1989) RAUCH, E.F., SCHMITT, J.H. Dislocation Substructures in Mild Steel Deformed in Simple Shear. *Materials Science and Engineering*, v. 113A, p. 441-448, 1989.
- RAUCH e THUILLIER (1993a) RAUCH, E.F., THUILLIER, S. Rheological Behaviour of Mild Steel under Monotonic Loading Conditions and Cross-Loading. *Materials Science and Engineering*, v. 164A (1–2, 30), p. 255–259, 1993a.
- RAUCH e THUILLIER (1993b) RAUCH, E.F., THUILLER, S. Rheological Behavior of Mild Steel Deformed in Simple Shear. *Materials Science and Engineering*, v.113A, p. 441-448, 1993b.
- ROLFE *et al.* (1968) ROLFE, S.T., HAAK, R.P.; GROSS, J.H. Effect of Stress and Yield Criterion on the Bauschinger Effect. *Transactions of American Society of Mechanical*

- Engineers, Journal of Basic Engineering, v. 90, p. 403-408, 1968.
- ROLLETT *et al.* (1988) ROLLETT, A.D., LOWE, T., KOCKS, U.K., STOUT, M.G. in: J.S. Kallend, G. Gottstein (Eds.), Eighth International Conference on Textures of Materials (ICOTOM 8), 1988, p. 473 – 478, 1988.
- RICHERT *et al.* (2001) RICHERT, M., STÜWE, H.P., RICHERT, J., PIPPAN, R., MOT, C. Characteristic Features of Microstructure of AlMg5 Deformed to Large Plastic Strains. Materials Science and Engineering, v. 301A, p. 234-243, 2001.
- SADOK *et al.* (1994) SADOK, L., LUKSZA, J., MAJTA, J. Analysis of Inhomogeneity of Mechanical Properties in Stainless Steel Rods after Drawing. Journal of Materials Processing Technology, v. 45, s.293, 1994.
- SAKHAROVA e FERNANDES (2006) SAKHAROVA, N.A., FERNANDES, J.V. Strain Path Change Effect on Dislocation Microstructure of Multicrystalline Copper Sheets. Materials Chemistry and Physics, v. 98, p. 44-50, 2006.
- SARMA e PADMANABHAN (1997) SUBRAMANYA SARMA, V., PADMANABHAN, K. A. Low Cycle Fatigue Behaviour of a Medium Carbon Microalloyed Steel .International Journal of Fatigue, v. 19 (2), p. 135-140, 1997.
- SCHMITT *et al.* (1985) SCHMITT, J.H., AERNOUDT, E., BAUDELET, B. Yield Loci for Polycrystalline Metals Without Texture. Materials Science and Engineering. v. 75, p. 13-20, 1985.
- STRAUVEN e AERNOUDT (1987) STRAUVEN, Y., AERNOUDT, E. Directional Strain Softening in Ferritic Steel. Acta Metallurgica, v. 35, p. 1029–1036, 1987.
- TAVARES *et al.* (2000) TAVARES, S.S.M., FRUCHART, D., MIRAGLIA, S. A Magnetic Study of the Reversion of Martensite α' in a 304 Stainless Steel. Journal of Alloys and Compounds, v. 307, p. 311-317, 2000.

- THUILLIER *et al.* (2010) THUILLIER, S., MANACH, P.Y., MENEZES, L.F. Occurrence of strain path changes in a two-stage deep drawing process. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 210, p. 226-232, 2010.
- VAN HOUTTE *et al.* (2005) VAN HOUTTE, PAUL., LI, SAIYI., SEEFELDT, MARC., DELANNAY, LAURENT. Deformation Texture Prediction: from the Taylor Model to the Advanced Lamel model. *International Journal of Plasticity*, v. 21, p. 589-624, 2005.
- VIEIRA e FERNANDES (1995) 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.
- VIEIRA e FERNANDES (1999) VIEIRA, M.F., FERNANDES, J.V. Complex Strain Path in Polycrystalline Copper: Microstructural Aspects. *Materials Research*, v. 2 (3), p. 185-189, 1999.
- VIEIRA e FERNANDES (2000) VIEIRA, M.F., FERNANDES, J.V., CHAPARRO, B. Yield Stress after Double Strain-Path Change. *Materials Science and Engineering*, 284A, p. 64–69, 2000.
- YOON *et al.* (2005) YOON, J.W., BARLAT, F., GRACIO, J.J., RAUCH, E.F. Anisotropic Strain Hardening Behavior in Simple Shear for Cube Textured Aluminum Alloy Sheets. *International Journal of Plasticity*, v.21, p. 2426–2447, 2005.
- YOSHIDA *et al.* (2002) YOSHIDA, FUSAHITO., UEMORI, TAKESHI., FUJIWARA, KENJI. Elastic–Plastic Behavior of Steel Sheets under in-Plane Cyclic Tension–Compression at Large Strain. *International Journal of Plasticity*, v. 18, p. 633-659, 2002.
- WILSON *et al.* (1990) WILSON, D.V., ZANDRAHIMI, M.; ROBERTS, W.T. Effects of Changes in Strain Path on Work Hardening in CP Aluminum and an Al-Cu-Mg Alloy. *Acta Metallurgica*

et Materialia, v.38, n. 2, p. 215-226, 1990.

WILSON e BATE (1994)

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 Materialia, v. 42 (4), p. 1099-1111, 1994.

WU (2002)

WU, HAN-CHIN. Anisotropic Plasticity for Sheet Metals using the Concept of Combined Isotropic-Kinematic Hardening. International Journal of Plasticity, v. 18, p. 1661-1682, 2002.

ZANDRAHIMI *et al.* (1989)

ZANDRAHIMI, M., PLATIAS, S., PRICE, D., BARRET, D., BATE, P.S., ROBERTS, W.T., WILSON, D.V. Effects of Changes in Strain Path on Work Hardening in Cubic Metals. Metallurgical and Materials Transactions, v. 20A, p 2471-2482, November 1989.

