



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MÊCANICA

PROCESSAMENTO MULTIAXIAL CÍCLICO EM ALUMÍNIO
COMERCIALMENTE PURO PROCESSADO POR ECAP

CLEBER GRANATO DE FARIA

Belo Horizonte, 16 de janeiro de 2015

CLEBER GRANATO DE FARIA

**PROCESSAMENTO MULTIAXIAL CÍCLICO EM ALUMÍNIO
COMERCIALMENTE PURO PROCESSADO POR ECAP**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Processos de Fabricação

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Maria Teresa Paulino Aguiar.
Universidade Federal de Minas Gerais

Coorientador: Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin
Universidade Federal de Minas Gerais

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2015



Universidade Federal de Minas Gerais
Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica
Av. Antônio Carlos, 6627 – Pampulha – Belo Horizonte – MG
Tel.: +55 31 3499-5145 – Fax.: +55 31 3443-3783
www.demec.ufmg.br – E-mail: cpgmec@demec.ufmg.br

PROCESSAMENTO MULTIAXIAL CÍCLICO EM ALUMÍNIO COMERCIALMENTE PURO PROCESSADO POR ECAP

CLEBER GRANATO DE FARIA

Dissertação defendida e aprovada em 16 de janeiro de 2015, pela Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de “**Mestre em Engenharia Mecânica**”, na área de concentração “**Processos de Fabricação**”.

Prof^a. Dr^a. Maria Teresa Paulino Aguilar – UFMG/DEMC – Orientadora

Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin – UFMG/DEMEC – Coorientador

Prof. Dr. Gilmar Cordeiro da Silva – PUC Minas – Examinador

Dr. Tércio Assunção Pedrosa – CDTN – Examinador

À Giane, Ana Clara e aos meus pais,
pelo apoio e carinho dados a mim durante esta etapa.

AGRADECIMENTOS

Aos orientadores e amigos *Maria Teresa Paulino Aguilar* e *Paulo Roberto Cetlin*, que compartilharam comigo seus conhecimentos, com muita generosidade, permitindo a realização deste trabalho.

Aos amigos *Nathalia*, *Pedro Henrique*, *Pedro Malaquias* e *Tércio* pela colaboração nos experimentos durante a realização deste trabalho.

Aos técnicos do laboratório da PUC Minas e CDTN que me ajudaram na realização de alguns ensaios.

Ao amigo *Diogo* pela colaboração na confecção das matrizes.

À CAPES, Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior, pela concessão da bolsa de Mestrado.

À NOVELIS, através do Eng. Lúcio Carlos Murta pela doação do alumínio usados nos estudos.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	7
LISTA DE GRÁFICOS.....	8
LISTA DE TABELAS E QUADROS.....	11
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	12
NOMENCLATURA.....	13
RESUMO	15
1 INTRODUÇÃO	16
1.1 Objetivo.....	17
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1 Encruamento	18
2.1.1 Conceitos e características	18
2.1.2 Influência do Caminho de deformação	22
2.2 Deformação Plástica Severa	35
2.2.1 Conceitos.....	35
2.2.2 Torção sob elevada pressão	36
2.2.3 União por laminação acumulativa	38
2.2.4 Extrusão Angular em Canais Iguais.....	39
2.3 Deformação Cíclica após ECAP.....	43
3 MATERIAIS E MÉTODOS	47
3.1 Material.....	47
3.2 ECAP	48
3.3 Recozimento	51
3.4 Ensaio de compressão	52
3.5 Ensaio de Dureza	56
3.6 Modelagem Numérica.....	57
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	58
4.1 Processamento por ECAP.....	58

4.2 Estudo da temperatura de recozimento	59
4.3 Ensaios de compressão	64
4.3.1 Problemas nos ensaios	64
4.3.2 Compressão uniaxial	66
4.3.3 Compressão multiaxial.....	68
5 CONCLUSÕES	76
ABSTRACT	78
6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	79
APÊNDICE A	84

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 – Representação esquemática para arranjo das deslocações em células com o acúmulo de deformação: (a) 0,1 de deformação e (b) 0,5 de deformação.	22
FIGURA 2.2 – Representação esquemática do processo HPT.....	37
FIGURA 2.3 – Demonstração esquemática do ARB.	38
FIGURA 2.4 – Representação esquemática do processamento por ECAP.....	40
FIGURA 2.5 – Plano de cisalhamento no processamento por ECAP.	40
FIGURA 2.6 – Rotas de processamento ECAP.	41
FIGURA 3.1– Esquema de montagem da matriz de ECAP: (a) partes constituintes da matriz e (b) matriz montada.	48
FIGURA 3.2 – Punções utilizados no ECAP.	49
FIGURA 3.3 – Canal da matriz de ECAP com inserto.	49
FIGURA 3.4 – Canal com a adaptação de rampa: (a) partes desmontadas do canal e (b) rampa proporcionada pela montagem do inserto.	50
FIGURA 3.5 – Matriz de ECAP posicionada no módulo de compressão da máquina de ensaios Kratos.	51
FIGURA 3.6 – Direções para retirada das amostras de compressão após ECAP.	51
FIGURA 3.7 – Corpo de prova para ensaios de compressão: (a) Compressão uniaxial e (b) Compressão multiaxial.....	53
FIGURA 3.8 – Máquina de ensaios mecânicos: (a) máquina de ensaios com corpo de prova posicionado para ensaio e (b) corpo de prova posicionado no prato de compressão.....	54
FIGURA 4.1 – Canal da matriz após o processamento: (a) matriz com o corpo de prova e (b) matriz sem o corpo de prova.	59
FIGURA 4.2 – Material recozido após ECAP: (a) metalografia na parte central da amostra indicando as regiões A e B e (b) metalografia na parte externa, indicando a região C.	63
FIGURA A.1 – Inserto do canal da matriz.....	84
FIGURA A.2 – Canal da matriz com recorte para colocação do inserto.	85

LISTA DE GRÁFICOS

GRÁFICO 2.1 – Curva tensão-deformação com descarga e reaplicação da carga.	18
GRÁFICO 2.2 – Influência do trabalho a frio sobre o comportamento tensão deformação.	18
GRÁFICO 2.3 – Variação das propriedades mecânicas por trabalho a frio.....	19
GRÁFICO 2.4 – Reversão da direção de processamento.....	20
GRÁFICO 2.5 – Influência da densidade de discordância na resistência do material.....	20
GRÁFICO 2.6 – Representação esquemática dos três estágios de encruamento.....	21
GRÁFICO 2.7 – Representação esquemática efeito Bauschinger.	23
GRÁFICO 2.8 – Efeito Bauschinger para diferentes aços e uma liga de Molibdênio.....	23
GRÁFICO 2.9 – Variação da dureza para diferentes porcentagens de elemento de liga e condição inicial para a inversão do sentido de deformação para o aço.	24
GRÁFICO 2.10 – Representação esquemática da transição na curva tensão – deformação para mudança no caminho de deformação.....	25
GRÁFICO 2.11 – Curva tensão – ciclos de deformação para amostras de alumínio recozido submetido a diferentes amplitudes de deformação.	26
GRÁFICO 2.12 – Comportamento de alumínio pré-deformado em 20% por compressão submetido a diferentes amplitudes de deformações cíclicas.....	27
GRÁFICO 2.13 – Comportamento de amostras de alumínio com diferentes condições de deformação iniciais submetidas a mesma amplitude de deformação cíclica.	27
GRÁFICO 2.14 – Comportamento do cobre e Cu-7,5% Al com diferentes condições de deformação inicial submetidos a deformação cíclica.	28
GRÁFICO 2.15 – Efeito da mudança na amplitude e/ou temperatura na tensão de saturação do cobre.....	29
GRÁFICO 2.16 – Efeito da mudança na amplitude e/ou temperatura na tensão de saturação do Cu-7,5% Al.	29
GRÁFICO 2.17 – Comparação entre deformação uniaxial e cíclica por torção/tração para o aço.	30
GRÁFICO 2.18 – Comparação entre deformação uniaxial e cíclica por torção/tração para o latão.....	31
GRÁFICO 2.19 – Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira alumínio AA 1100 recozido processado multiaxialmente comparado ao recozido processado uniaxialmente.	32

GRÁFICO 2.20 – Compressão uniaxial seguida de multiaxial com incremento de deformação de $-0,075$	33
GRÁFICO 2.21 – Compressão multiaxial com incremento de deformação de $-0,25$ seguida de compressão uniaxial.	34
GRÁFICO 2.22 – Compressão uniaxial seguida de multiaxial com incremento de deformação de $-0,15$ seguida de uniaxial.	34
GRÁFICO 2.23 – Influência do tamanho de grão sobre o limite de escoamento para diversas ligas.	36
GRÁFICO 2.24 – Limites de escoamento para diferentes deformações de Al processado por ECAP com diferentes ângulos Φ	42
GRÁFICO 2.25 – Liga de Alumínio 2024 com UFG submetida a deformação cíclica: (a) naturalmente envelhecida e (b) artificialmente envelhecida.	44
GRÁFICO 2.26 – Comportamento do alumínio comercialmente puro e espaçamento entre bandas de cisalhamento à deformação cíclica.....	45
GRÁFICO 3.1 – Representação esquemática do cálculo do módulo de elasticidade e da transformação da curva elastoplástica, curva vermelha, em plástica, curva preta.....	56
GRÁFICO 4.1 – Distribuição de cargas do processamento das amostras por ECAP após o recozimento.....	58
GRÁFICO 4.2 – Distribuição temperatura-dureza para definição da temperatura de recozimento.....	61
GRÁFICO 4.3 – Distribuição de dureza ao longo da secção transversal do corpo de prova submetido a ECAP e recozido a várias temperaturas.	61
GRÁFICO 4.4 – Curva microdureza-temperatura para alumínio comercialmente puro previamente processado por ECAP e recozido de 100 a 500 °C.....	62
GRÁFICO 4.5 – Compressão multiaxial com amplitude de avanço do cabeçote constante....	63
GRÁFICO 4.6 – Diferença da inclinação da curva no início da deformação para o material recozido.....	65
GRÁFICO 4.7 – Redução da inclinação da curva para as várias etapas de compressão.	66
GRÁFICO 4.8 – Curva tensão-deformação para material recozido e após um passe de ECAP.	67
GRÁFICO 4.9 – Comportamento atípico da fase elástica para material submetido ao ECAP.	69
GRÁFICO 4.10 – Comportamento atípico da fase elástica para material recozido.....	70
GRÁFICO 4.11 – Comportamento atípico da fase elástica simulado por computador.	71

GRÁFICO 4.12 – Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira do material recozido processado multiaxialmente e processado uniaxialmente.....	72
GRÁFICO 4.13 – Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira do material processado multiaxialmente após ECAP e comprimido uniaxialmente após ECAP.....	73
GRÁFICO 4.14 – Curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira do material recozido e do material após ECAP, submetidos a deformações uni e multiaxiais.	74
GRÁFICO 4.15 – Comportamento da taxa de encruamento do material submetido ao processamento multiaxial após ECAP na (a) direção X, (b) direção Z e (c) direção Y.	75

LISTA DE TABELAS E QUADROS

TABELA 3.1	47
TABELA 4.1	64
TABELA 4.2	68

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARB	Accumulative Roll-Bonding
ECAP	Equal Channel Angular Pressing
HPT	High Pressure Torsion
LCF	Low Cycle Fatigue
SPD	Severe Plastic Deformation
UFG	Ultra Fine Grain

NOMENCLATURA

σ	Resistencia mecânica para eq. Hall-Patch [Pa]
d	Diâmetro médio do grão [m]
σ_0	Constante para eq. Hall-Patch [adimensional]
k_y	Constante para eq. Hall-Patch [adimensional]
γ	Deformação cisalhante imposta pelo HPT [Pa]
e_{eq}	Deformação equivalente para o processamento por HPT [adimensional]
n	Número de rotações para o HPT e laminações para o ARB
l	Espessura do disco processado por HPT [m]
r	Raio das amostras processadas por HPT [m]
Ψ	Ângulo da curvatura externa do cruzamento dos canais de ECAP [graus]
Φ	Ângulo interno do cruzamento dos canais de ECAP [graus]
N	Quantidade de passes dado no processamento de ECAP
e_N	Deformação verdadeira equivalente para N passes de ECAP [adimensional]
e	Deformação de engenharia [adimensional]
Δl	Deslocamento do cabeçote da máquina de ensaios nos ensaios de compressão [m]
l_0	Comprimento inicial dos corpos de prova submetidos a compressão [m]
S	Tensão de engenharia [Pa]
P	Carga instantânea aplicada nos ensaios de compressão [N]
A_0	Área inicial do corpo de prova submetidos a compressão [m ²]
ε	Deformação verdadeira [adimensional]
σ	Tensão verdadeira [Pa]
$\varepsilon_{plástica}$	Deformação verdadeira plástica [adimensional]
E	Módulo de elasticidade [Pa]
$\varepsilon_{elástica}$	Deformação verdadeira elástica [adimensional]

ε	Deformação verdadeira total [adimensional]
HB	Dureza Brinell [HB]
HV	Dureza vickers [HV]

RESUMO

Materiais metálicos com grãos ultrafinos obtidos por métodos de deformação plástica severa (SPD) possuem alta resistência mecânica. Porém, uma das principais limitações para o uso destes materiais é sua baixa ductilidade. De acordo com os estudos da literatura, o processamento cíclico em materiais metálicos pré-deformados plasticamente pode promover o amaciamento ou encruamento, de acordo com seu estado inicial e condições de processamento. Dessa forma, uma opção para o aumento da ductilidade destes materiais seria submetê-los a esforços cíclicos. Estudos sobre o comportamento de materiais com grãos ultrafinos sob fadiga de baixo ciclo mostram que para poucos ciclos de deformação, pode ocorrer o amaciamento após este carregamento. Neste trabalho se avalia o comportamento do alumínio comercialmente puro quando submetido ao processamento multiaxial cíclico após ser processado pelo método de SPD denominado Extrusão Angular em Canais Iguais (ECAP). Para tal, o material pré-deformado por ECAP, em um passe, foi submetido a ensaios de compressão multiaxiais cíclicas, com amplitude de deformação de 0,075. Em função da deformação heterogênea associada a compressão de metais, foi necessário o desenvolvimento de uma técnica especial para a realização desses ensaios. Os resultados mostram que a deformação multiaxial cíclica promove a redução na taxa de encruamento para o alumínio recozido e o amaciamento do material pré-deformado por um passe de ECAP, e que após o processamento cíclico o material recozido e processado por ECAP encrua com taxa maior que o material apenas recozido.

Palavras chaves: ECAP, deformação cíclica, alumínio.

1 INTRODUÇÃO

Um dos principais mecanismos de endurecimento dos materiais metálicos é o refinamento de grão. Um dos métodos para a obtenção de grãos ultrafinos e conseqüentemente de materiais de alta resistência é a deformação plástica severa (*Severe Plastic Deformation, SPD*), processo no qual os materiais metálicos são submetidos a elevados níveis de deformação sem que ocorram variações significativas nas suas dimensões. A Extrusão Angular em Canais Iguais (*Equal Channel Angular Pressing, ECAP*) é um método de deformação plástica severa que consiste em submeter o material a grandes deformações forçando sua passagem em canais de seções transversais iguais que se interceptam formando um ângulo entre si (VALIEV *et al.*, 2000).

Sabirov *et al.* (2013) relatam diferentes abordagens para associar a alta resistência obtida por deformação plástica severa a um aumento da taxa de encruamento e conseqüentemente um maior alongamento uniforme. No entanto esses métodos são complexos e exigem muitas vezes a incorporação de elementos de liga e processamentos térmicos e mecânicos adicionais.

Pesquisas recentes buscam um melhor entendimento sobre o comportamento dos materiais com grãos ultrafinos submetidos a deformação cíclica. Trabalhos na literatura mostram a influência da deformação cíclica (uni ou multiaxial) nas propriedades mecânicas de materiais pré-encruados (ARMSTRONG *et al.*, 1982; COFFIN; TAVERNELLI, 1959; CORRÊA *et al.*, 2003; FELTNER; LAIRD, 1967). Os resultados obtidos mostram que o material sob deformação cíclica pode encruar ou amaciar dependendo da deformação inicial e da magnitude da deformação cíclica empregada. Uma vantagem da deformação cíclica multiaxial é a pouca alteração na geometria das amostras.

Considerando que o ECAP impõe ao material altos níveis de deformação, espera-se que a deformação cíclica após ECAP cause o amaciamento no material. Além disso, a deformação cíclica após 1 passe de ECAP poderá conduzir a amaciamentos anisotrópicos. Neste contexto este trabalho se propõe a avaliar o comportamento mecânico do alumínio comercialmente puro quando submetido ao processamento multiaxial cíclico após ser processado por ECAP.

1.1 Objetivo

O objetivo deste trabalho é avaliar o comportamento mecânico do alumínio comercialmente puro quando submetido ao processamento multiaxial cíclico após ser processado pelo método de deformação plástica severa denominado Extrusão Angular em Canais Iguais (ECAP). Para isto os seguintes objetivos específicos deverão ser atingidos:

- 1- Determinar as condições iniciais do material a ser estudado
- 2- Desenvolver técnica para a realização dos ensaios multiaxiais cíclicos por compressão
- 3- Avaliar de forma preliminar a resposta do material apenas recozido e recozido e submetido a ECAP ao processamento uniaxial e multiaxial cíclico

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Encruamento

2.1.1 Conceitos e características

O encruamento, também chamado de trabalho a frio, é o fenômeno pelo qual um metal se torna mais resistente quando submetido a deformação plástica (CALLISTER, 2002), ou seja, após uma deformação plástica imposta ao material, a tensão necessária para uma deformação seguinte é maior que a anterior (GRA. 2.1). Desta forma, pode-se dizer que o material tem uma memória de deformação. Esta característica dos materiais metálicos pode ser usada para aumentar a resistência mecânica do material, porém reduzindo sua ductilidade. O GRA. 2.2 mostra esquematicamente o comportamento do material submetido a trabalho a frio.

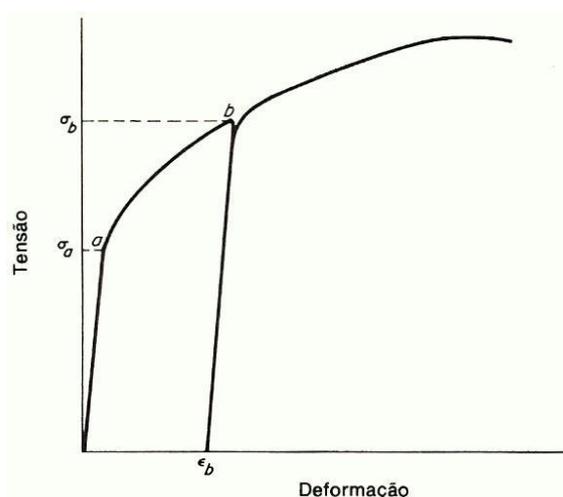


GRÁFICO 2.1 – Curva tensão-deformação com descarga e reaplicação da carga.

FONTE: REED-HILL, 1982.

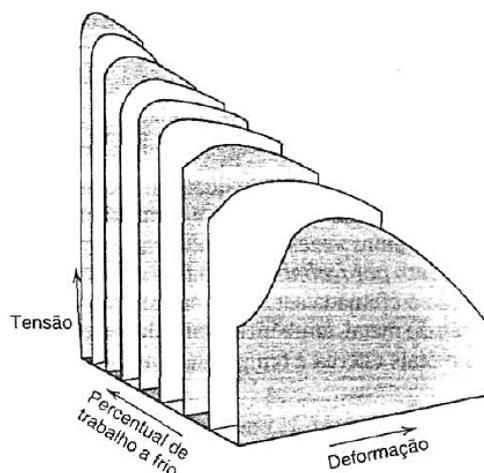


GRÁFICO 2.2 – Influência do trabalho a frio sobre o comportamento tensão deformação.

FONTE: CALLISTER, 2002.

O encruamento é atribuído à interação das discordâncias com outras discordâncias e barreiras que impedem sua movimentação (DIETER, 1981). As discordâncias são as principais responsáveis pelo fenômeno de escorregamento que proporciona a deformação plástica. Sabe-se que com o aumento da deformação, aumenta também o número de discordâncias. Em um metal recozido existe cerca de 10^6 a 10^8 discordância por centímetro quadrado, enquanto para um material muito deformado este número sobe para 10^{12} (DIETER, 1981). O GRA. 2.3 mostra

uma representação esquemática da variação das propriedades mecânicas com o aumento do trabalho a frio.

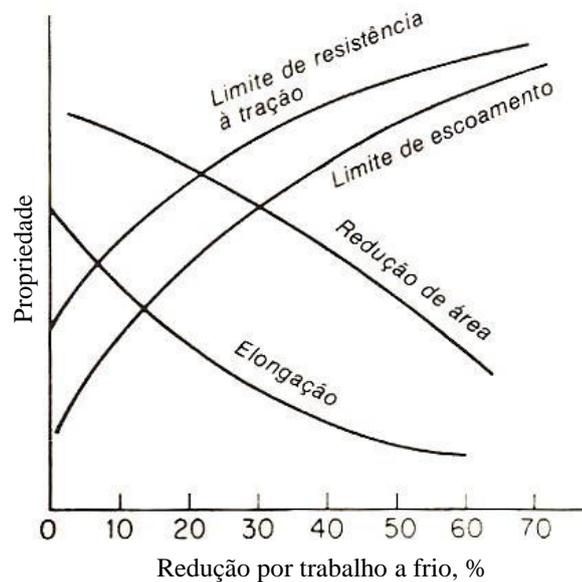


GRÁFICO 2.3 – Variação das propriedades mecânicas por trabalho a frio.

FONTE: DIETER, 1981.

Muitas teorias buscam explicar o que ocorre durante o trabalho a frio. Na fase elástica a deformação depende só do valor instantâneo da tensão, ou seja, do valor e não de como este valor foi alcançado. Na fase plástica, a deformação depende de um histórico das tensões que levaram àquele estado. A presença ou não das deslocamentos e sua distribuição, podem não contar como a deformação foi acumulada no cristal, pois não se sabe o caminho trilhado pela deformação. Portanto a construção de um modelo que descreva o comportamento de um material submetido ao trabalho a frio se torna muito complexo. Também a densidade e distribuição das deslocamentos são muito sensíveis a temperatura, energia de falha de empilhamento, taxa de deformação e estrutura cristalográfica. Devido a isso, não é surpresa que uma única teoria não explique de maneira satisfatória o comportamento de um material submetido a deformação plástica. (MEYERS; CHAWLA, 2008).

A teoria mais antiga sobre o encruamento foi elaborada por Taylor e sugere que com a deformação plástica ocorre aumento da densidade de discordâncias, a distância média entre essas diminui, e as interações entre os campos de deformação ao seu redor tornam-se mais efetivas. As discordâncias de mesmo sinal que se localizam paralelamente nos mesmos planos de escorregamento repelem-se causando assim uma reação contrária ao movimento destas sob

deformação. Esta tensão de reação foi demonstrada experimentalmente por meio do cisalhamento em monocristais de zinco. O GRA. 2.4 apresenta os resultados obtidos da reversão em 180° na aplicação de carga após pré-deformação. O GRA. 2.5 apresenta a forma geral de uma curva tensão-deformação na qual os pontos indicados representam o aumento da tensão devido ao aumento da densidade de deslocações. (DIETER, 1981).

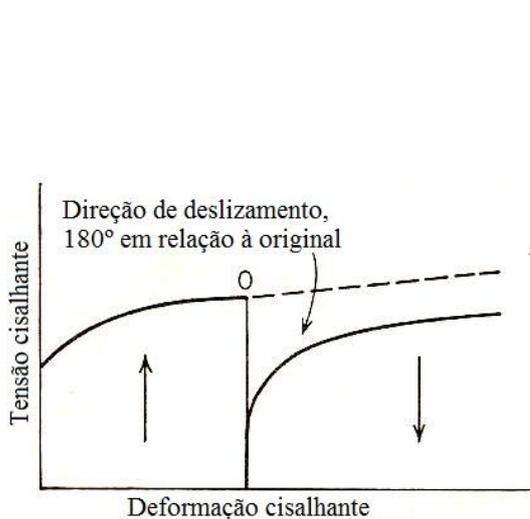


GRÁFICO 2.4 – Reversão da direção de processamento.

FONTE: DIETER, 1981.

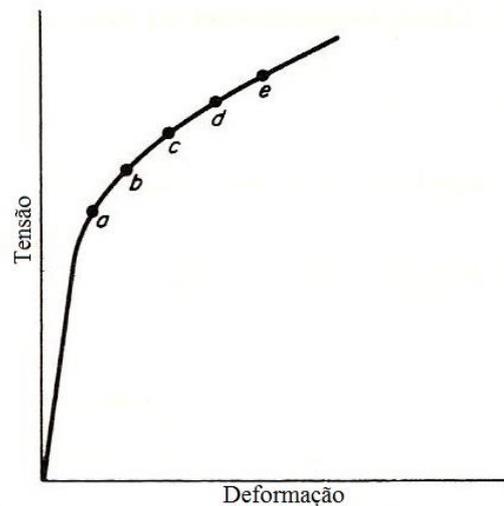


GRÁFICO 2.5 – Influência da densidade de discordância na resistência do material.

FONTE: REED-HILL, 1982.

Após Taylor, Seeger propôs que a deformação ocorreria em três etapas distintas para os cristais CFC: deslizamento fácil, encruamento linear e encruamento parabólico. Uma demonstração esquemática é apresentada no GRA. 2.6. No estágio I o encruamento é pequeno, as deslocações são capazes de se deslocar por longas distâncias sem encontrar barreiras e o deslizamento ocorre somente em um plano de deslizamento. No estágio II o encruamento aumenta de forma rápida e linear, o deslizamento ocorre em mais de um conjunto de planos e o comportamento é praticamente independente da temperatura, taxa de deformação, orientação e pureza. O empilhamento de grupos de discordâncias aparece como o principal mecanismo de encruamento, levando a formação dos emaranhados que circundam regiões praticamente livres de deslocações. No terceiro e último estágio, a taxa de encruamento é decrescente e os processos que ocorrem neste estágio muitas vezes são chamados de “recuperação dinâmica”. Acredita-se que o processo principal neste estágio seja a deslizamento cruzado. A tensão na qual este estágio se inicia depende da temperatura, e esta dependência sugere que o mecanismo principal de

encruamento é a interação de florestas de discordâncias. (DIETER, 1981; MEYERS; CHAWLA; 2008).

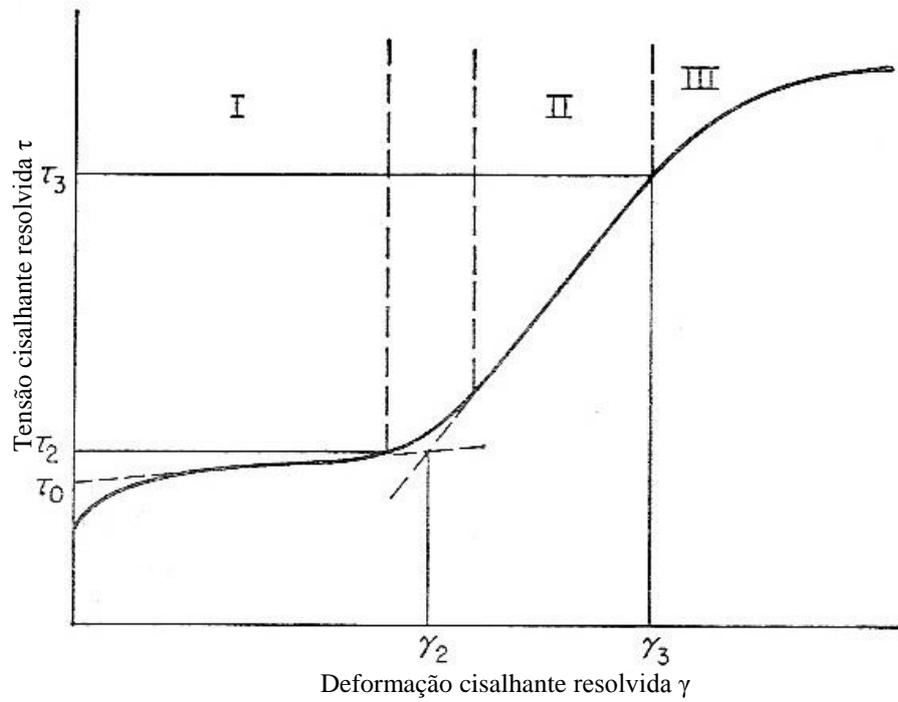


GRÁFICO 2.6 – Representação esquemática dos três estágios de encruamento.

FONTE: DIETER, 1981.

Como citado anteriormente, com a continuidade do trabalho a frio, formam-se regiões de alta densidade de deslocamentos ou emaranhados, e esses se desenvolvem em redes que formam uma estrutura celular, nas quais as paredes são formadas por emaranhados de alta densidade de discordâncias (DIETER, 1981). Esta estrutura já é bem desenvolvida em torno de 0,1 de deformação (GRA. 2.7 (a)), e para maiores deformações o tamanho das células diminui até um tamanho mínimo, a partir do qual as paredes engrossam e as deslocamentos no interior das células são varridas para os contornos das células (GRA. 2.7 (b)). Com a continuidade da deformação o ângulo relativo entre as células aumenta e esta estrutura passa a ser chamada de subgrão (CORRÊA, 2004).

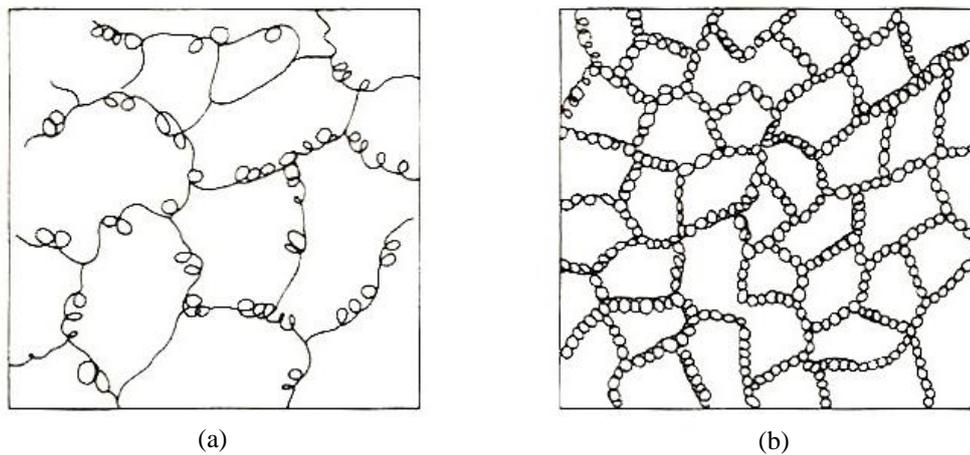


FIGURA 2.1 – Representação esquemática para arranjo das deslocações em células com o acúmulo de deformação: (a) 0,1 de deformação e (b) 0,5 de deformação.

FONTE: DIETER, 1981.

A abordagem feita acima considera de forma resumida apenas os aspectos gerais do encruamento de metais submetido a trabalho a frio. No entanto, sob condições de deformação específicas (temperatura, velocidade de deformação e mudanças na trajetória de deformação), esta relação de encruamento progressivo pode não ser verificada (CORRÊA, 2004). Segundo Aguilar (1995) é possível atingir uma tensão de escoamento diferente para um mesmo estado final de deformação, para um dado material, partindo-se de um mesmo estado inicial, quando se percorrem diferentes caminhos de deformação.

2.1.2 Influência do Caminho de deformação

Vários pesquisadores desenvolveram estudos para uma melhor compreensão do comportamento dos materiais submetidos a diferentes caminhos de deformação. Um exemplo típico da influência na variação do caminho de deformação é o efeito *Bauschinger*, representado esquematicamente no GRA. 2.7: para um material deformado por tração até o ponto C, descarregado e recarregado em compressão até F, verifica-se que o escoamento na recarga ocorre para uma tensão menor que a ocorrida na tração, tensão que corresponderia ao ponto B, na linha tracejada, para compressão de um material não encruado e associado à deformação β . Outra característica do efeito *Bauschinger* é que para ciclos sequenciais de tração e compressão com mesma amplitude de deformação ocorre um circuito de histerese mecânica conforme indicado pelas setas no GRA. 2.7. Meyers e Chawla (2008) mostram a ocorrência do efeito

Bauschinger para aços e um liga de molibdênio por meio da variação da tensão necessária para o escoamento sob compressão “ σ_c ”, dividida pela tensão sob tração “ σ_t ” para diferentes pré-deformações (GRA. 2.8).

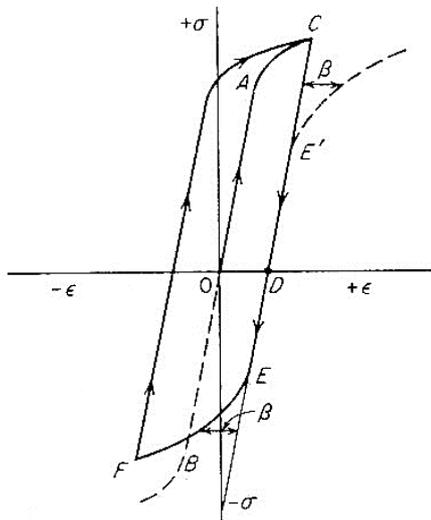


GRÁFICO 2.7 – Representação esquemática efeito Bauschinger.

FONTE: DIETER, 1981.

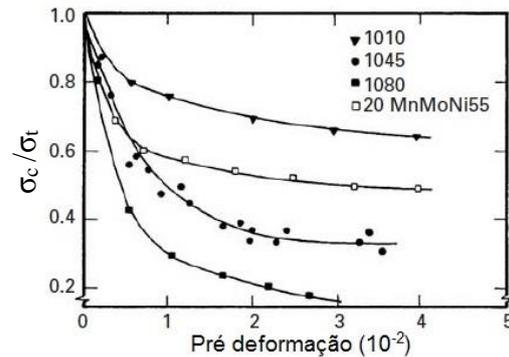


GRÁFICO 2.8 – Efeito Bauschinger para diferentes aços e uma liga de Molibdênio.

FONTE: MEYERS; CHAWLA, 2008.

Polakowski (1951) estudou o comportamento da inversão na direção de deformação para aços baixo, médio e alto carbono. O GRA. 2.9 mostra os resultados para ensaios de compressão após pré-deformação por tração para várias amplitudes em dois aços (0,28%C e 0,44%C). Conforme pode ser visto, o material pré-encruado apresenta amaciamento com redução na taxa de amaciamento para o início da deformação, alcança um mínimo, e encrua com taxa crescente, tendendo a alcançar a mesma taxa de encruamento do material recozido processado por compressão, porém, com dureza pouco abaixo do material somente comprimido. O mesmo autor também sugere que para maiores teores de carbono, mais pronunciados são os efeitos da inversão da direção de processamento.

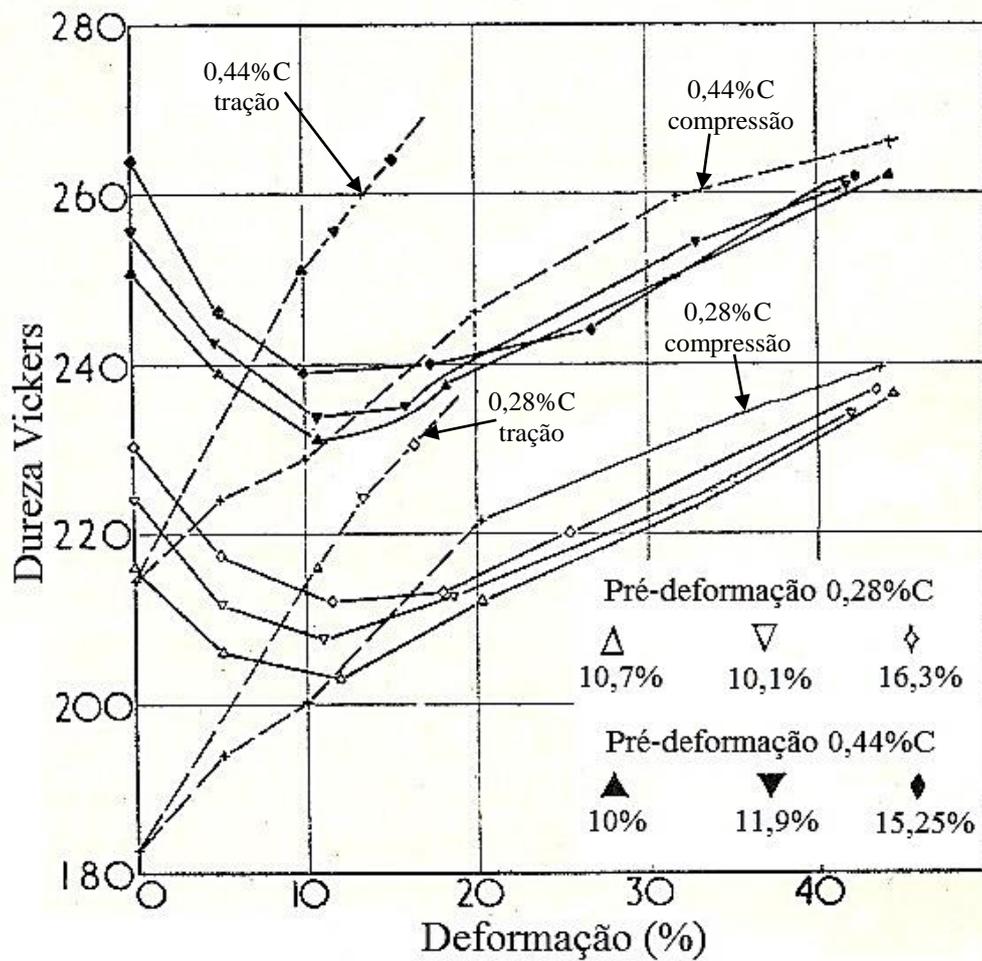


GRÁFICO 2.9 – Variação da dureza para diferentes porcentagens de elemento de liga e condição inicial para a inversão do sentido de deformação para o aço.

FONTE: POLAKOWSKI, 1951.

Segundo Chung e Wagoner (1986), uma mudança no caminho de deformação pode promover dois tipos de fenômenos no material processado (GRA. 2.10). Para o tipo 1, o escoamento ocorre para tensões menores e taxa de encruamento maior para o início da deformação plástica comparadas as tensões do material processado uniaxialmente. Para o tipo 2, o escoamento acontece para tensões maiores e o material apresenta amaciamento para o início da deformação plástica.

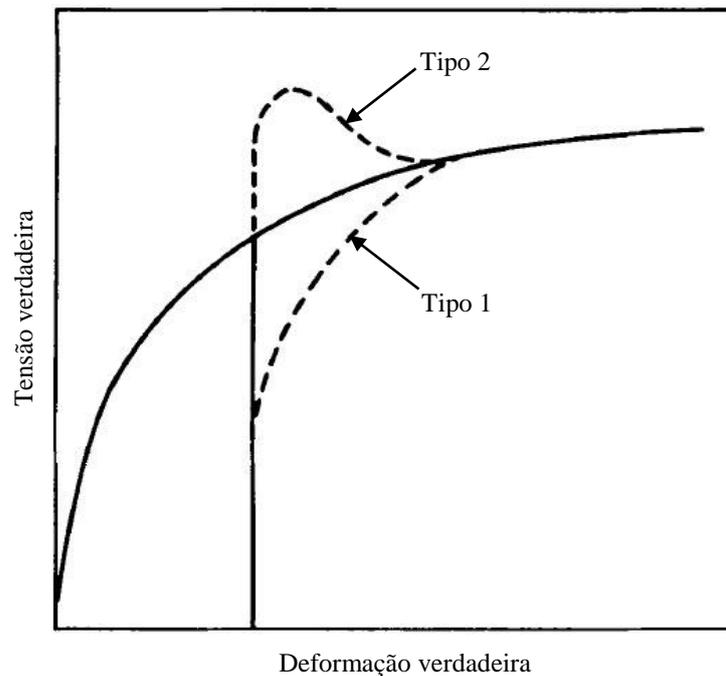


GRÁFICO 2.10 – Representação esquemática da transição na curva tensão – deformação para mudança no caminho de deformação.

FONTE: CHUNG; WAGONER, 1986.

Zandrahimi *et al.* (1989) estudaram o efeito da mudança no caminho de deformação para diferentes materiais com estrutura cúbica, e verificaram que comumente a taxa de encruamento aumenta para o início da deformação quando a direção é modificada, porém há uma redução logo após este aumento inicial. A variável mais influente nas alterações observadas foi a energia de falha de empilhamento: o aumento no início do processamento é mais pronunciado nos materiais de baixa energia de falha de empilhamento e a redução da taxa para a continuidade da deformação é maior para os materiais com alta energia de falha de empilhamento. Os materiais com alta energia de falha de empilhamento, com a continuidade da deformação, após a ocorrência da menor taxa de amaciamento, tendem a apresentar a mesma taxa de encruamento do material apenas deformado uniaxialmente. Outros fatores, também, afetariam as características de encruamento: textura cristalográfica, tamanho e forma dos grãos e tensões internas residuais. Segundo os mesmos autores, o aumento da taxa de encruamento estaria associado ao efeito das tensões internas impostas pela pré-deformação (modelo de Taylor), e a redução ligada à dissolução das subestruturas de deslocamentos formadas pelo pré-encruamento.

No caso de variações do caminho de deformação produzidas por esforços cíclicos, vários estudos foram realizados. Segundo Coffin e Tavernelli (1959), algumas características de

encruamento dos metais podem ser obtidas pelo processamento uniaxial, mas que muitos efeitos somente são observados pelo processamento cíclico e que cada metal exibe comportamento próprio associado a este processamento: estrutura interna, elementos de liga, pré-deformação imposta, etc. Segundo os pesquisadores o carregamento cíclico tende a restituir a um material pré-encruado as características mecânicas alteradas pelo encruamento. Nos gráficos de 2.11 a 2.13 são apresentados os resultados para ensaios em amostras de alumínio à deformação cíclica para o material recozido, pré-encruado e diferentes condições iniciais. O GRA. 2.11 mostra que o material recozido apresenta encruamento com variação na taxa de encruamento para variação na amplitude da deformação cíclica; quanto menor a amplitude de deformação, menor a taxa de encruamento. O GRA. 2.12 mostra que para o material pré-encruado o comportamento varia conforme a amplitude da deformação cíclica, ou seja, amaciamento para amplitudes menores e encruamento para maiores. No GRA. 2.13 são plotadas juntamente as curvas para material com dois níveis de pré-encruamento e material recozido sujeitos a mesma amplitude de deformação cíclica e se observa que para altos valores de deformação cíclica há uma tendência de todas as situações mostradas assumirem os mesmos valores de tensão.

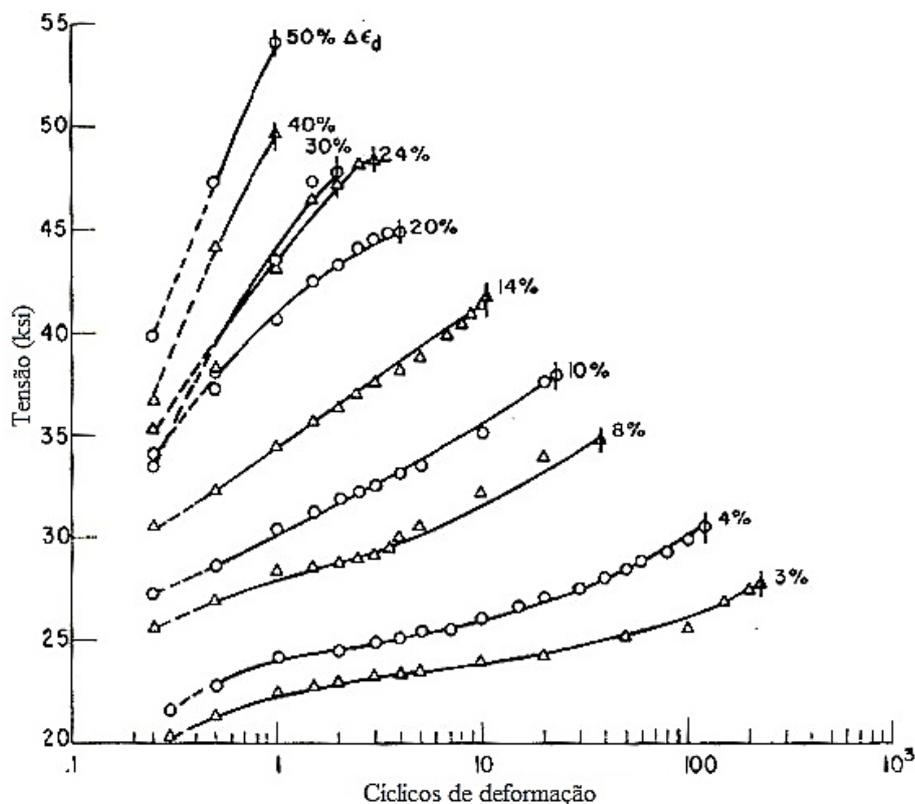


GRÁFICO 2.11 – Curva tensão – ciclos de deformação para amostras de alumínio recozido submetido a diferentes amplitudes de deformação.

FONTE: COFFIN; TAVERNELLI, 1959.

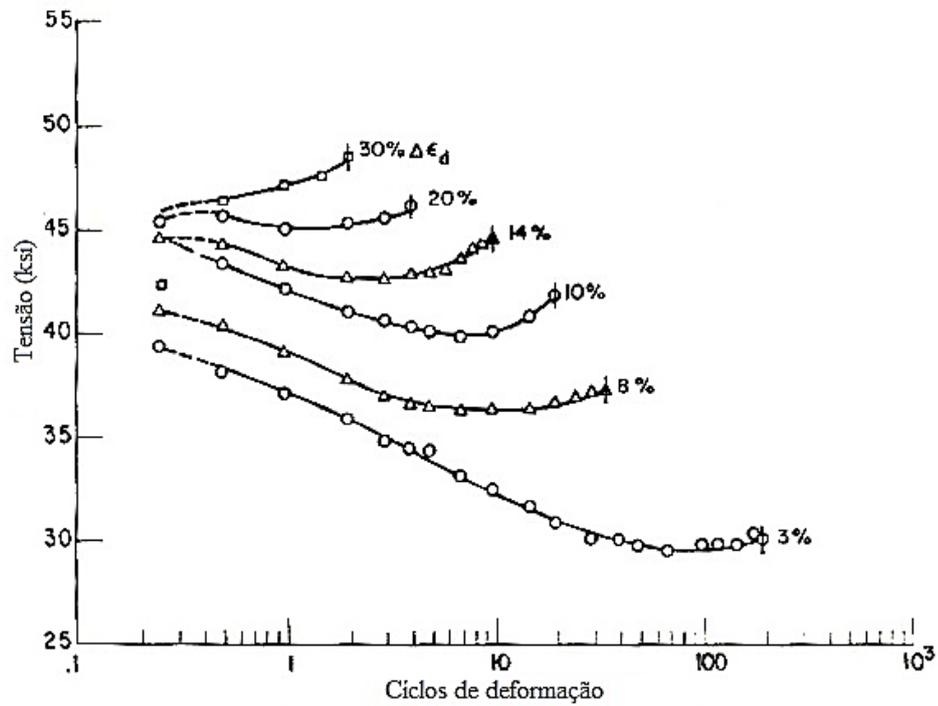


GRÁFICO 2.12 – Comportamento de alumínio pré-deformado em 20% por compressão submetido a diferentes amplitudes de deformações cíclicas.

FONTE: COFFIN; TAVERNELLI, 1959.

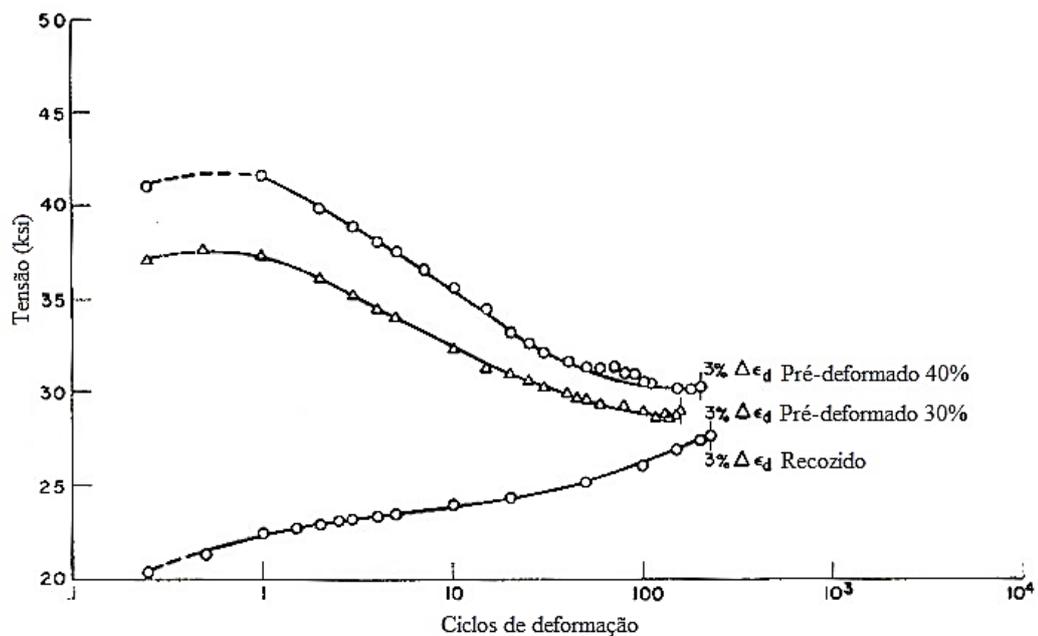


GRÁFICO 2.13 – Comportamento de amostras de alumínio com diferentes condições de deformação iniciais submetidas a mesma amplitude de deformação cíclica.

FONTE: COFFIN; TAVERNELLI, 1959.

Feltner e Laird (1967) submeteram cobre comercialmente puro e uma liga cobre -7,5% Al, recozidos e pré-deformados à deformação cíclica para verificar o efeito do modo de escorregamento, condição inicial (recozido/encruado), temperatura de processamento e amplitude da deformação no comportamento dos materiais processados. Eles verificaram que para o cobre puro pré-encruado, a taxa de amaciamento aumenta com a redução na amplitude da deformação cíclica e que para o material recozido a taxa de encruamento diminui com a redução da amplitude (GRA. 2.14). Também verificou-se que a saturação da tensão para o cobre em diferentes amplitudes de deformação cíclica não depende do histórico de encruamento do material e da temperatura de processamento (GRA. 2.15), mas que para a liga Cu - 7,5% Al existe uma dependência das duas variáveis (GRA. 2.16).

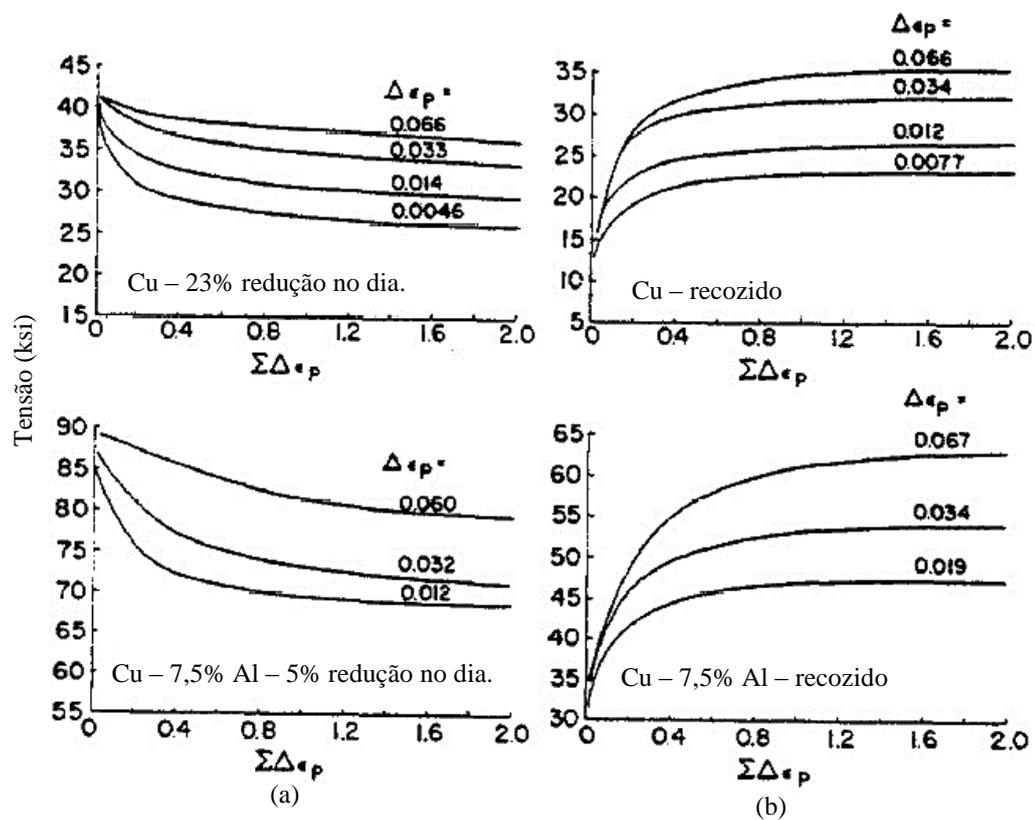


GRÁFICO 2.14 – Comportamento do cobre e Cu-7,5% Al com diferentes condições de deformação inicial submetidos a deformação cíclica.

FONTE: FELTNER; LAIRD, 1967.

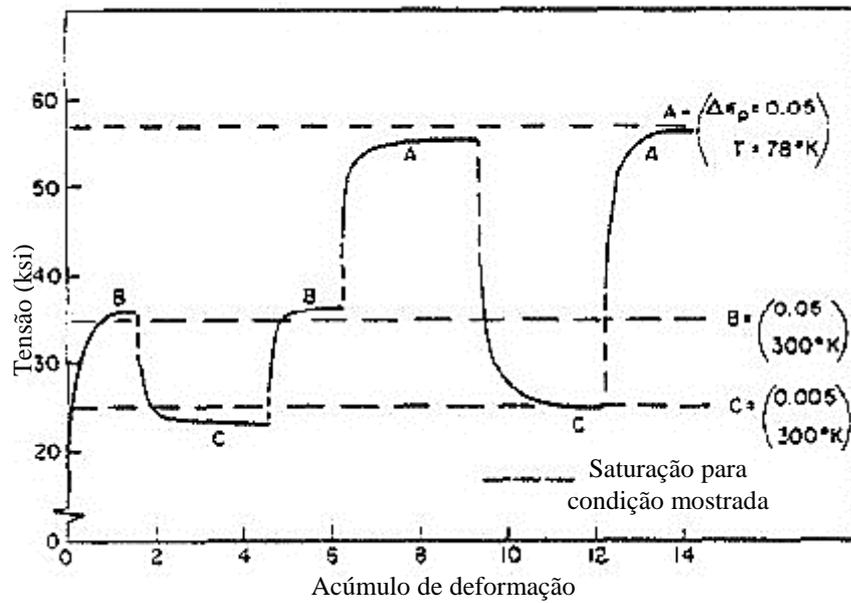


GRÁFICO 2.15 – Efeito da mudança na amplitude e/ou temperatura na tensão de saturação do cobre.

FONTE: FELTNER; LAIRD, 1967.

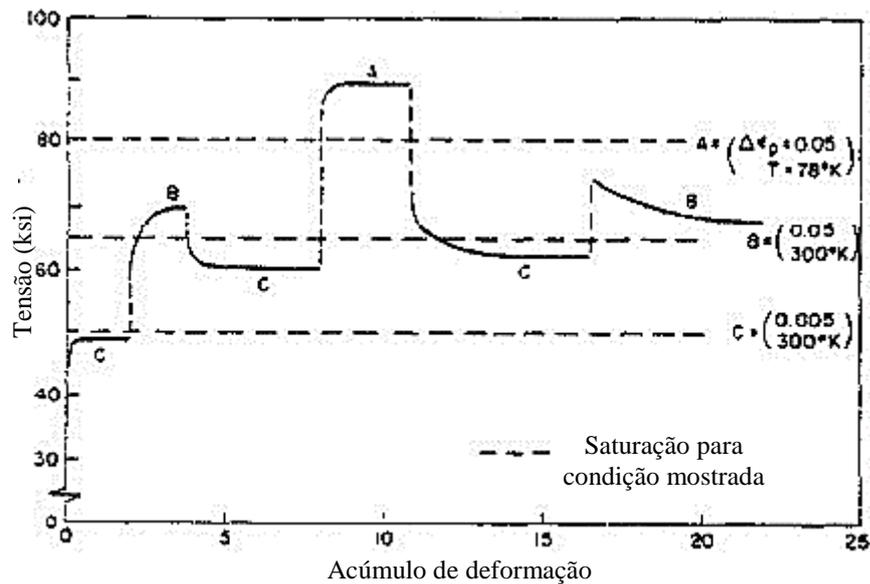


GRÁFICO 2.16 – Efeito da mudança na amplitude e/ou temperatura na tensão de saturação do Cu-7,5% Al.

FONTE: FELTNER; LAIRD, 1967.

A ocorrência ou não da saturação de tensão em função do carregamento cíclico, foi observada por Corrêa *et al.* (2003) no estudo com aço baixo carbono e uma liga de latão. Neste estudo os dois materiais foram submetidos a diferentes sequências de deformação utilizando tração

(uniaxial) e torção (cíclica/pura). Para o processamento uniaxial, tanto na tração quanto na torção, verificou-se comportamentos distintos devido às características estruturais. O aço exibiu rápida redução na taxa de encruamento para as duas situações, com curvas distintas até uma deformação de $\sim 0,18$, para a qual as curvas se equiparam. Para o latão o encruamento é maior, a redução da taxa de encruamento é menor, e ao contrário do aço, para maiores deformações, maior a diferença entre as curvas. Para processamento do aço pré-deformado observa-se que para processamento uniaxial após processamento cíclico o material no início da deformação encrua com taxa bem maior, e cai rapidamente tendendo a se equiparar à curva apenas uniaxial (GRA. 2.17). No entanto, segundo o estudo, o contrário não se aplica, quando a deformação é cíclica após uniaxial, o material apresenta amaciamento até se saturar com taxa de encruamento similar ao somente processado ciclicamente, porém, para valores de tensão bem acima. Para o latão, o GRA. 2.18 mostra um comportamento distinto do aço. Este não apresentou amaciamento em nenhuma situação e demonstra maior dependência da sequência seguida na deformação.

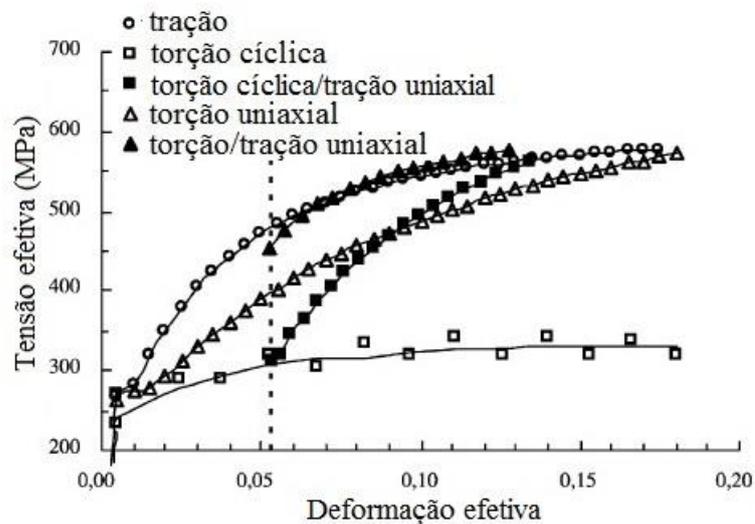


GRÁFICO 2.17 – Comparação entre deformação uniaxial e cíclica por torção/tração para o aço.

FONTE: CORRÊA *et al.*, 2003.

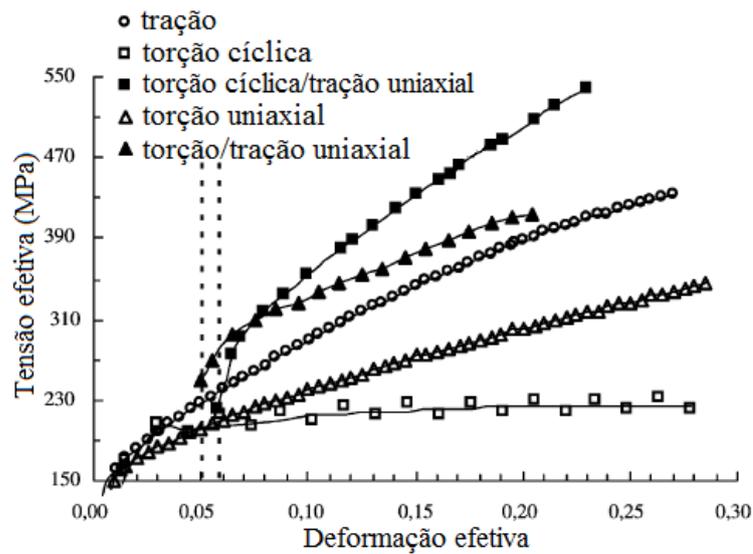


GRÁFICO 2.18 – Comparação entre deformação uniaxial e cíclica por torção/tração para o latão.

FONTE: CORRÊA *et al.*, 2003.

Em estudo com alumínio comercialmente puro, Armstrong *et al.* (1982) submeteram amostras cúbicas à compressão multiaxial cíclica para cinco amplitudes diferentes de deformação e observaram o comportamento deste material, recozido e pré-encruado. Os resultados apresentados nestes estudos são similares aos encontrados neste trabalho. Nos gráficos de 2.19 à 2.22 são mostrados alguns dos resultados obtidos. Para a compressão multiaxial nas três direções ortogonais para incrementos de deformação que variavam de -0,075 a -0,33 observa-se no GRA. 2.19 que ocorre saturação da tensão necessária para deformação e que para maiores incrementos esse valor de saturação aumenta.

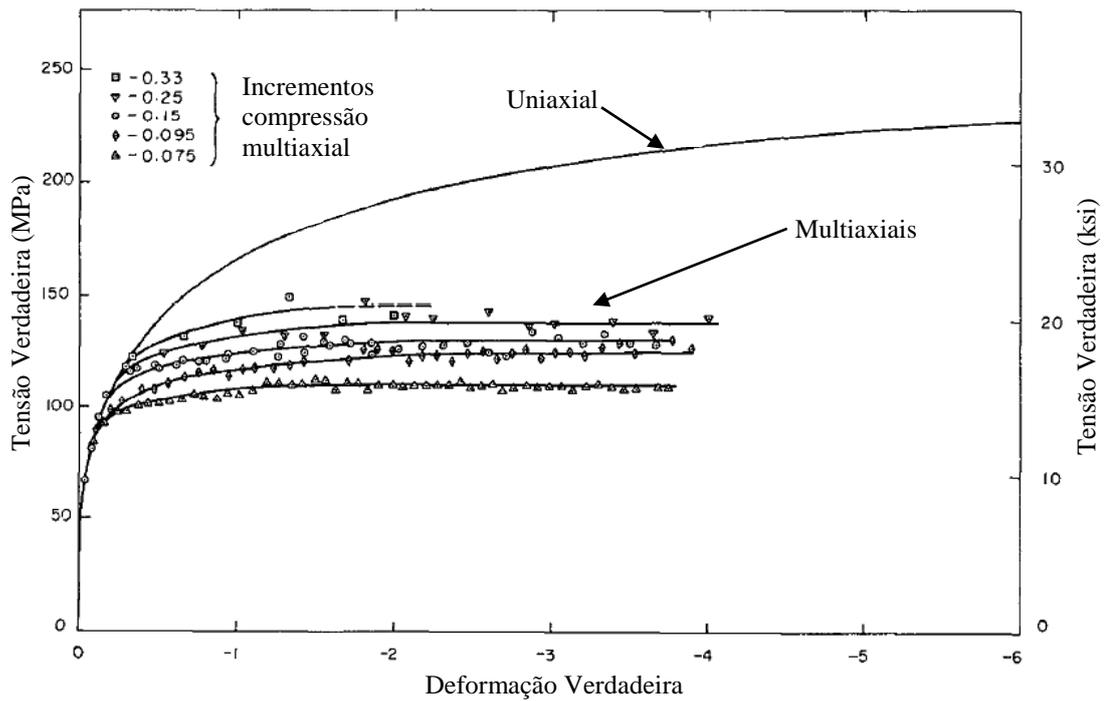


GRÁFICO 2.19 – Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira alumínio AA 1100 recozido processado multiaxialmente comparado ao recozido processado uniaxialmente.

FONTE: ARMSTRONG *et al.*, 1982.

O GRA. 2.20 apresenta o comportamento sob deformação cíclica, com incremento de $-0,075$, do alumínio após deformação de $-1,6$ imposta por compressão uniaxial juntamente com as curvas uniaxial e multiaxial do material recozido. Como pode ser visto o material apresenta amaciamento pronunciado e tende a assumir a mesmo valor da tensão de saturação do material recozido submetido a deformação cíclica para maiores amplitudes de deformação.

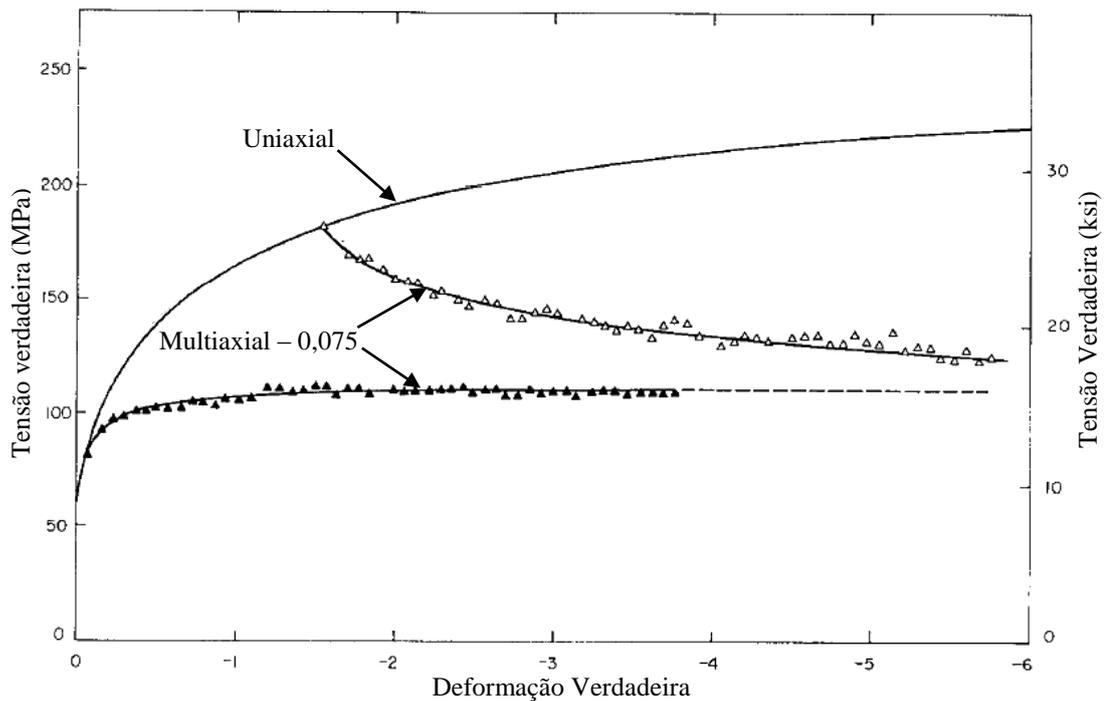


GRÁFICO 2.20 – Compressão uniaxial seguida de multiaxial com incremento de deformação de $-0,075$.

FONTE: ARMSTRONG *et al.*, 1982.

No GRA. 2.21 é apresentado o comportamento do material submetido a compressão uniaxial após compressão multiaxial do material recozido, e no GRA. 2.22 é apresentado para o material submetido compressão multiaxial do material pré-encruado de $-1,6$ por compressão. Observa-se que para as duas situações, os materiais apresentam taxa de encruamento superior ao material recozido após a deformação cíclica para as mesmas amplitudes de deformação, porém esta taxa cai gradualmente e tende a se tornar igual à do material recozido para maiores amplitudes de deformação.

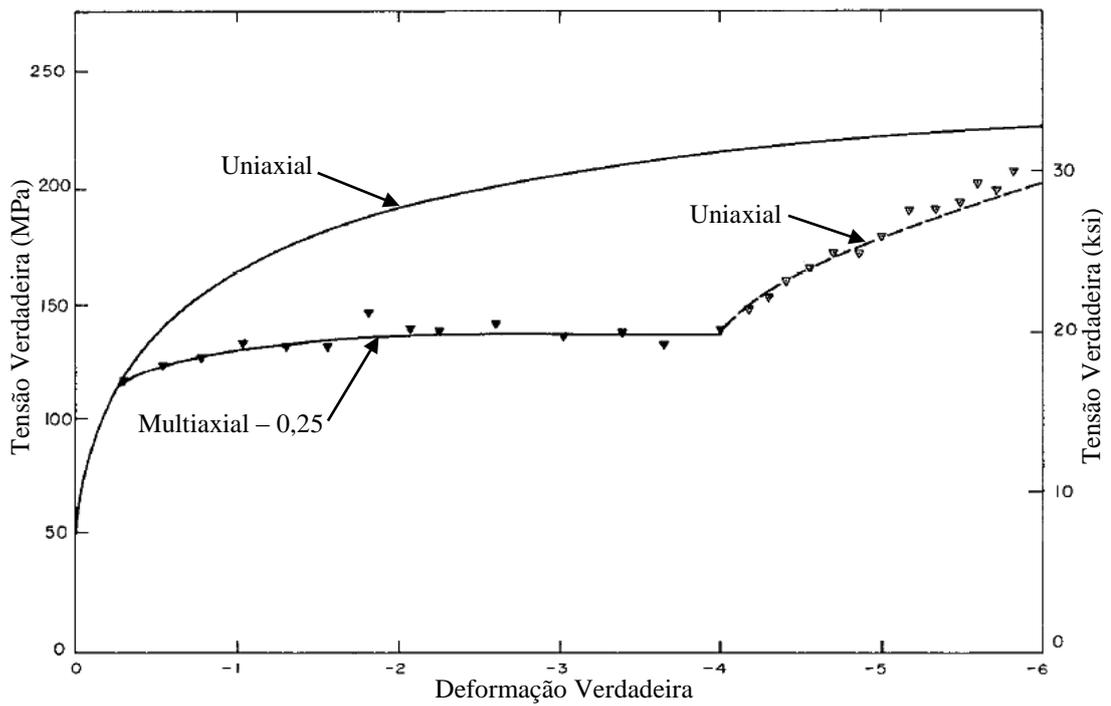


GRÁFICO 2.21 – Compressão multiaxial com incremento de deformação de $-0,25$ seguida de compressão uniaxial.

FONTE: ARMSTRONG *et al.*, 1982.

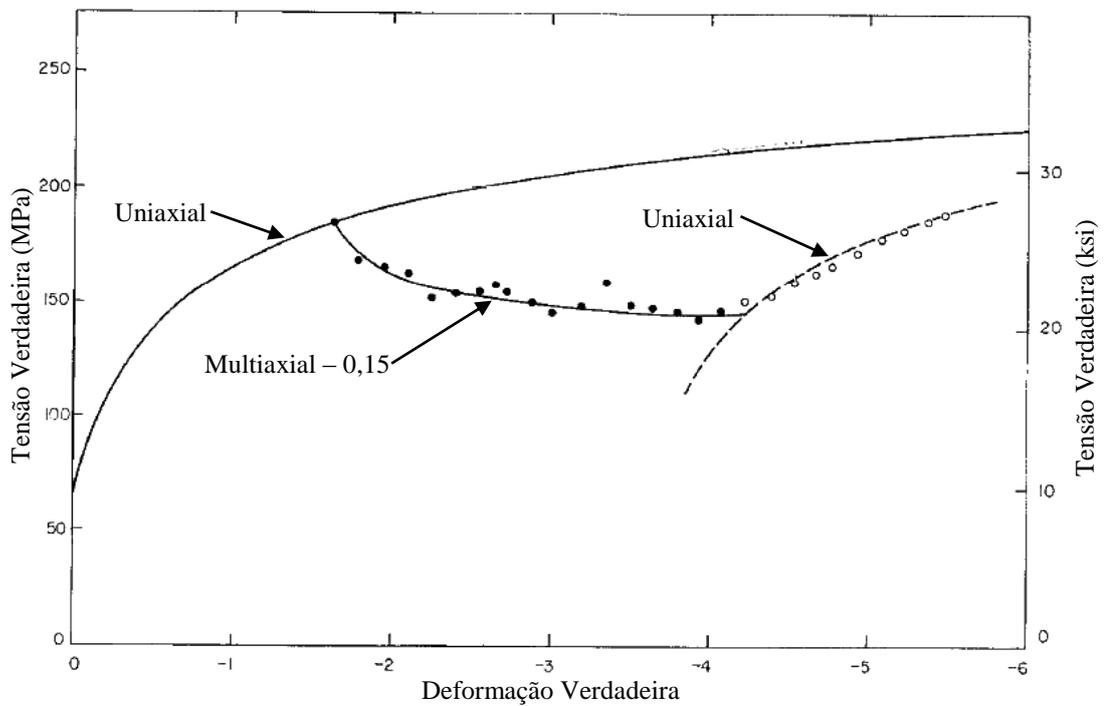


GRÁFICO 2.22 – Compressão uniaxial seguida de multiaxial com incremento de deformação de $-0,15$ seguida de uniaxial.

FONTE: ARMSTRONG *et al.*, 1982.

O estudo dos mecanismos que atuam no amaciamento produzidos por deformação cíclica se baseiam nas explicações propostas para o Efeito *Bauschinger*. Segundo as teorias mais antigas, com o trabalho a frio ocorre redução na distância média entre as discordâncias nos planos de deslizamento e como as discordâncias se repelem, esta redução na distância gera uma tensão contrária a continuidade da deformação e para a inversão do sentido da carga aplicada, esta tensão contrária atuaria a favor da nova deformação, causando o amaciamento observado. (DIETER, 1981). Segundo Aguilar (1995) os diferentes transientes de encruamento poderiam estar relacionados a uma evolução da subestrutura formada na pré-deformação para uma estrutura característica do processo de recarga. Esta evolução ocorreria através do rearranjo e aniquilação de deslocamentos, alterando a densidade de deslocamentos e o arranjo espacial das mesmas.

Segundo Bochniak *et al.* (2005) a mudança nos caminhos de deformação é uma ferramenta eficiente para o controle dos processos de deformação e geração das propriedades finais do material deformado. Independente do metal ou da temperatura, quando ocorre mudança na direção de carregamento de um material sendo deformado, há uma variação no encruamento e na força necessária para deformação.

2.2 Deformação Plástica Severa

2.2.1 Conceitos

Os processos de deformação plástica severa (*Severe Plastic Deformation, SPD*), são processos nos quais o material é submetido a grandes deformações com o objetivo de refinar o tamanho de grão à escala nanométrica, o que promoveria um aumento da resistência mecânica e a ocorrência de superplasticidade no material processado (VALIEV *et al.*, 2000). O aumento da resistência mecânica (σ) devido a redução do tamanho médio do grão (d) é baseado nas interações entre as deslocamentos e os contornos de grão, segundo o modelo proposto por Hall-Petch ($\sigma = \sigma_0 + k_y d^{1/2}$), onde σ_0 e k_y são constantes para cada material. Meyers e Chawla (2008) mostram a dependência entre a resistência mecânica e o tamanho médio dos grãos em um gráfico no qual é plotado o limite de escoamento para vários materiais em relação ao inverso da raiz quadrada do tamanho médio dos grãos (GRA. 2.23). Observa-se que quanto menor o tamanho de grão, maiores são os limites de escoamento para todos os materiais mostrados e este crescimento ocorre de forma linear.

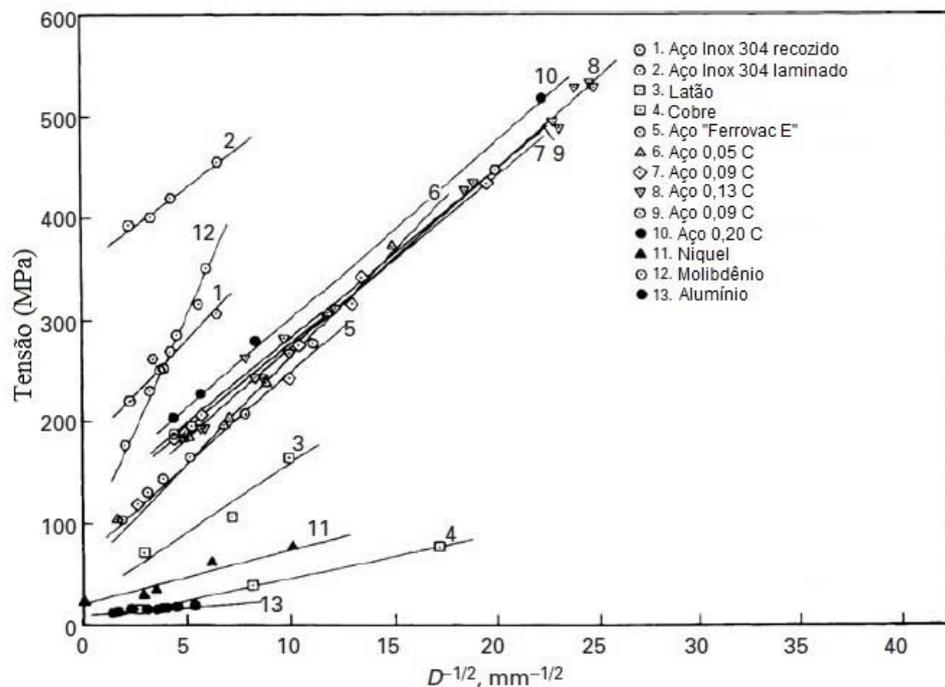


GRÁFICO 2.23 – Influência do tamanho de grão sobre o limite de escoamento para diversas ligas.

FONTE: MEYERS; CHAWLA, 2008.

A redução no tamanho de grão também influencia de forma significativa a ocorrência da superplasticidade. Segundo Kawasaki e Langdon (2007) o tamanho de grão e a temperatura são os principais fatores que influenciam a sua ocorrência. Para Sabirov *et al.* (2013) a grande porcentagem de subgrãos com alto ângulos de desorientação entre si, desenvolvidos pelos processos de SPD, aumentam a ocorrência da superplasticidade devido à ativação do escorregamento de contornos de grão.

Dentre os SPDs, os que mais se destacam são: torção sob elevada pressão (*High Pressure Torsion*, HPT), união por laminação acumulativa (*Accumulative Roll-Bonding*, ARB) e extrusão angular em canais iguais (*Equal Channel Angular Pressing*) ECAP.

2.2.2 Torção sob elevada pressão

A Torção sob elevada pressão (*High Pressure Torsion*, HPT) consiste em submeter uma amostra, usualmente um disco com espessura reduzida, a uma torção sob elevada pressão. Isto ocorre em uma matriz, conforme esquema da FIG. 2.2, na qual o corpo de prova é pressionado por um punção e tem sua deformação lateral impedida pelas paredes do suporte. A deformação

ocorre devido ao atrito entre a amostra e a matriz, que não permite movimentação relativa entre ambas, fazendo com que o material seja submetido a altos valores de deformação.

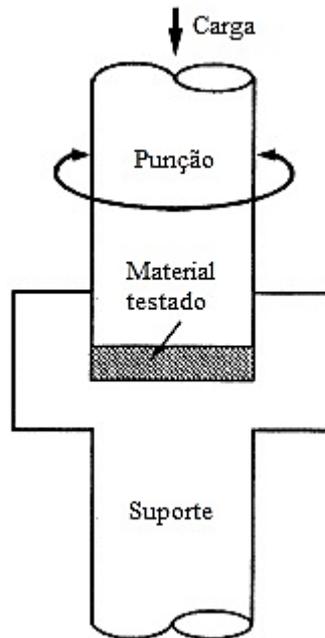


FIGURA 2.2 – Representação esquemática do processo HPT.

FONTE: VALIEV *et al.*, 2000.

A deformação promovida pelo HPT (γ) pode ser calculada pela EQ. 2.1, que relaciona o número de rotações n , raio r e a espessura l da amostra. Segundo Langdon (2013) a deformação equivalente (e_{eq}) é dada pela relação de von Mises (EQ. 2.2).

$$\gamma = \frac{2\pi nr}{l} \quad (2.1)$$

$$e_{eq} = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad (2.2)$$

O uso destas equações pode gerar alguns problemas. De acordo com a EQ. 2.1 a deformação varia de forma linear partindo de zero, no centro, para um valor máximo na borda do disco. Em estudo recente com alumínio comercialmente puro, Kawasaki *et al.* (2011) concluem que existe uma gradual evolução na homogeneidade do material com o aumento do número de rotações. Outro problema está no fato de que com a pressão exercida pelo punção, ocorre deformação na amostra que pode reduzir a espessura pela metade (VALIEV *et al.*, 2000), o que acarretaria em

uma subestimação da deformação devido ao uso da espessura inicial. Devido a estas observações levantadas, Valiev *et al.* (2000) sugerem que para a determinação da deformação, seria melhor considerar apenas o número de rotações.

Segundo Sabirov *et al.* (2013) as principais desvantagens do HPT são o tamanho reduzido das amostras processadas e a heterogeneidade na deformação, que leva a heterogeneidade microestrutural em relação ao diâmetro da amostra processada. Porém, segundo Kawasaki (2014) trabalhos têm sugerido que para muitos materiais há uma melhoria na homogeneidade microestrutural para altos valores de deformação imposta pelo processo (aumento do número de rotações).

2.2.3 União por laminação acumulativa

A União por laminação acumulativa (*Accumulative Roll-Bonding, ARB*) é mostrado na FIG. 2.3 e consiste em se laminar duas chapas uma sobre a outra com redução de 50%, cortar a chapa após o processo ao meio, empilhá-las e laminar novamente. Este processo pode ser repetido várias vezes promovendo assim uma grande deformação e redução dos grãos no material processado (SAITO *et al.*, 1998).

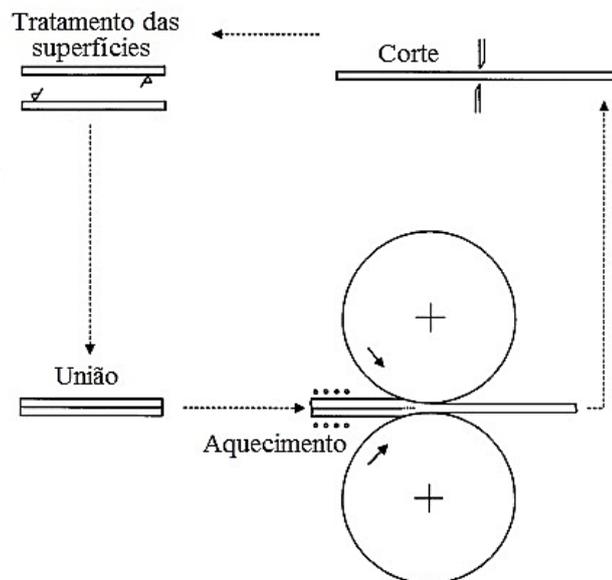


FIGURA 2.3 – Demonstração esquemática do ARB.

FONTE: SAITO *et al.*, 1998.

Para promover a união das duas chapas durante a laminação as superfícies devem ser preparadas previamente, com a retirada de óleos e lixamento. O processo é realizado quase sempre em altas temperaturas, pouco abaixo da temperatura de recristalização do material. Como a deformação equivalente de von Mises para 50% de redução por laminação é 0,8, a deformação imposta, pelas várias laminações sequenciais, é de $0,8n$, onde n é o número de laminações realizadas.

Segundo Sabirov *et al.* (2013), a microestrutura formada pelo ARB é fortemente anisotrópica. Os grãos são frequentemente alongados segundo a direção de laminação e a textura varia ao longo da espessura. As principais deficiências deste processo comparado aos outros métodos de SPD são: o processamento demanda muito tempo; o maquinário requer precisão tecnológica muito avançada e a qualidade da união das chapas pode afetar o comportamento do produto durante a solicitação mecânica.

2.2.4 Extrusão Angular em Canais Iguais

Segundo Figueiredo e Langdon (2009) dentre as técnicas de SPD a Extrusão Angular em Canais Iguais (*Equal Channel Angular Pressing*, ECAP) é uma das mais efetivas na obtenção de grãos ultrafinos (*Ultra Fine Grain*, UFG). No processo de ECAP um corpo de prova é forçado através do cruzamento de dois canais com seções iguais que se interceptam formando um ângulo entre si “ Φ ” e uma curvatura externa definida pelo ângulo “ Ψ ” (FIG. 2.4). As amostras processadas por ECAP não sofrem alteração em suas dimensões iniciais, possibilitando a repetição do processo indefinidamente, o que permite introduzir elevados níveis de deformação ao material processado (VALIEV; LANGDON, 2006).

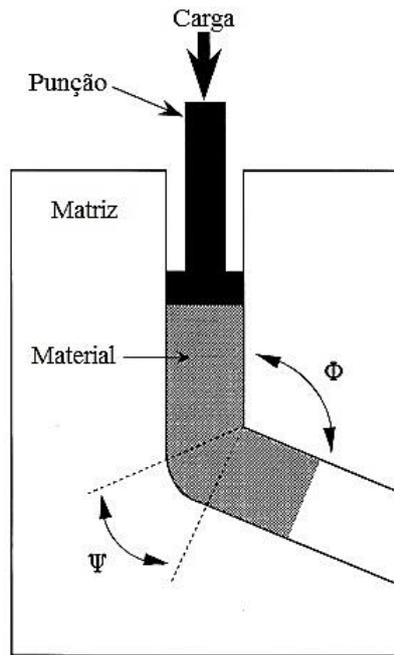


FIGURA 2.4 – Representação esquemática do processamento por ECAP.
FONTE: NAKASHIMA *et al.*, 1998.

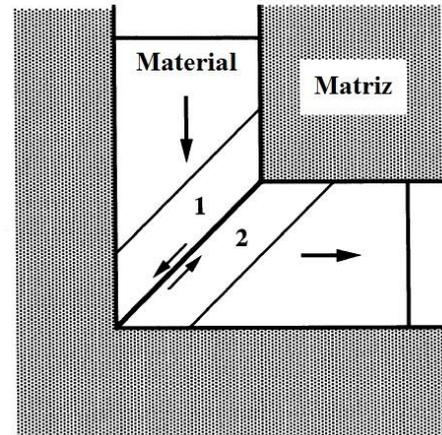


FIGURA 2.5 – Plano de cisalhamento no processamento por ECAP.
FONTE: VALIEV; LANGDON, 2006.

Como o cisalhamento ocorre em um único plano (FIG 2.5), os sucessivos passes de ECAP levam ao desenvolvimento de bandas que podem gerar características mecânicas distintas de acordo com o sentido e o ângulo de rotação, em relação ao eixo longitudinal entre os passes. Estes passes sucessivos são conhecidos como rotas (IWAHASHI *et al.*, 1998). Em função do processo, as rotas possíveis são A, C, B_A e B_C (FIG. 2.6). Na rota A o corpo de prova não sofre rotação em relação ao seu eixo longitudinal, na Rota B_A a amostra é girada em 90° no sentido horário ou anti-horário com a inversão do sentido de rotação, na rota B_C a amostra é girada de 90° entre os passes no sentido horário ou anti-horário sem a inversão do sentido como ocorre na rota B_A e na rota C o material é girado em 180°.

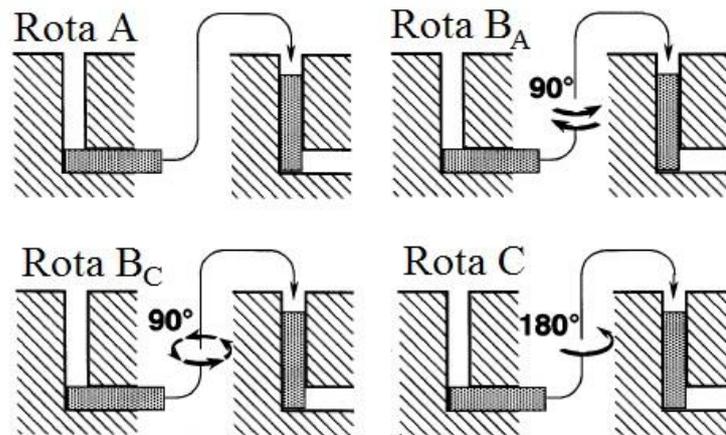


FIGURA 2.6 – Rotas de processamento ECAP.

FONTE: NAKASHIMA *et al.*, 2000.

Para a rota A a deformação ocorre em dois planos sucessivos, um plano para os passes ímpares e outro para os pares. O ângulo entre estes dois planos depende da geometria da matriz usada, e o sentido do cisalhamento é o mesmo para cada passe e a deformação imposta se soma a anterior. Na rota C o plano de cisalhamento é o mesmo, porém ocorre a inversão no sentido da deformação a cada passe. Para a rota B_C, o cisalhamento ocorre em dois planos distintos, um para os passes ímpares e outro para os pares, o que promove a inversão no sentido do cisalhamento imposto a cada dois passes de ECAP, assemelhando-se a rota C. Na rota B_A, também ocorre a mudança do plano de cisalhamento, porém os planos se repetem a cada 4 passes, e os planos de cisalhamento são os mesmos para os passes 1 e 5, 2 e 6, 3 e 7, 4 e 8 e assim sucessivamente. Nesta rota, não ocorre a inversão no sentido do cisalhamento, o que produz um acúmulo na deformação a cada passe.

A amplitude da deformação imposta é determinada pela EQ. 2.3 que depende dos ângulos da interseção dos canais Φ , e o de curvatura externa Ψ , e o número de passes N. (IWAHASHI *et al.*, 1996).

$$e_N = N \left\{ \frac{2 \cot\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)}{\sqrt{3}} \right\} \quad (2.3)$$

Segundo Nakashima *et al.* (1998) a imposição de grandes deformações por matrizes com ângulos Φ maiores que 90° , introduzem deformações de forma mais fácil e não altera de forma

significativa o limite de escoamento do material processado, conforme mostrado no GRA. 2.24, que apresenta valores aproximados para o limite de escoamento em relação à deformação acumulada pelos vários passes. Mas para a formação de uma estrutura com alto ângulo de desorientação entre os grãos, o ângulo de 90° aparece como o mais efetivo juntamente com a rota B_C . Em estudos com alumínio de alta pureza realizada por Kawasaki *et al.* (2009), verificou-se que após 4 passes de ECAP em uma matriz com ângulo Φ de 90° e Ψ de 20° , os grãos alcançam seu tamanho mínimo e 50% da fração de contornos de grão apresentaram ângulos maiores que 15° , formando uma estrutura de grãos equiaxiais.

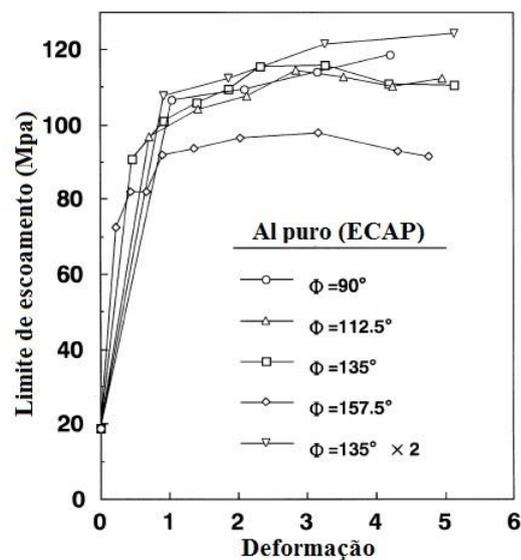


GRÁFICO 2.24 – Limites de escoamento para diferentes deformações de Al processado por ECAP com diferentes ângulos Φ .

FONTE - NAKASHIMA *et al.*, 1998.

Outra variável que influencia o comportamento do material submetido ao ECAP é a temperatura de processamento. Yamashita *et al.* (2000) processaram alumínio comercialmente puro e as ligas Al – 3% Mg e Al – 3% Mg – 0,2% Sc e observaram que com o aumento da temperatura de processamento, ocorreu aumento no tamanho médio do grão. O Al puro e Al – 3% Mg apresentaram uma maior fração de orientação de baixo ângulo entre os subgrãos formados e o Al – 3% Mg – 0,2% Sc apresentou maior fração de alto ângulo. Essa maior fração de baixo ângulo para dois dos três materiais estudados não era esperado, já que no processamento por ECAP, o primeiro passe introduz uma estrutura de subgrãos separados por baixo ângulos de orientação e que para a continuidade do processamento com mais passes, esta estrutura migra para uma estrutura com alto ângulo de desorientação. Porém, é bem estabelecido que a taxa de

recristalização é bastante influente na formação desta estrutura e que o aumento da temperatura leva ao aumento dessa taxa, e como elementos de liga tendem a reduzir a taxa de recristalização, a introdução de 0,2% Sc na liga Al- 3% Mg, que apresenta taxa de recristalização menor que o Al puro, se reduz ainda mais pela formação de partículas finas de Al_3Sc , fornecendo uma possível explicação para o resultado inesperado. Segundo Valiev e Langdon (2006) o aumento da temperatura de processamento facilita a operação, porém para a obtenção da melhor microestrutura, o processamento deve ser realizado na menor temperatura possível, ou seja, menor temperatura para a qual o processamento não introduza trincas no material.

Para o recozimento após deformação plástica Sakai *et al.* (2014) afirmam que diferentemente do material submetido a baixa amplitude de deformação, que tem as características do recozimento como sendo a principal responsável pelo resultado. Para os materiais submetidos a SPD a deformação tem papel predominante na estrutura obtida pelo recozimento.

2.3 Deformação Cíclica após ECAP

Sabirov *et al.* (2013) ressaltam com base em diferentes autores, que a estrutura do Al e suas ligas nanoestruturadas afeta significativamente o comportamento do material sob deformação cíclica. Segundo os autores o comportamento desses materiais na fadiga de baixo ciclo (*Low Cycle Fatigue*, LCF) é muito complexo, pois os grãos ultrafinos e nanogrãos suportam poucos ciclos nesse regime e podem não se comportar como materiais deformados por outros métodos.

Em estudos com a liga Al 2024 submetida a laminação criogênica e envelhecimento natural e artificial (tratamento em forno), Malekjani *et al.* (2011) não observaram amaciamento ou encruamento quando o material foi submetido a LCF, comportamento diferente do material recozido que apresentou encruamento (GRA. 2.25). Eles também não observaram mudança na microestrutura, mas relatam um aumento na densidade de deslocações.

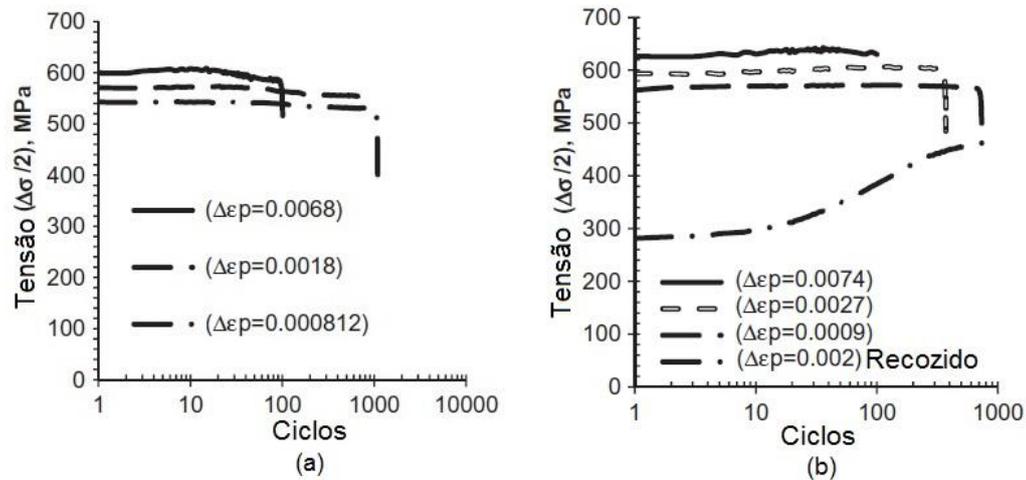


GRÁFICO 2.25 – Liga de Alumínio 2024 com UFG submetida a deformação cíclica: (a) naturalmente envelhecida e (b) artificialmente envelhecida.

FONTE: MALEKJANI *et al.*, 2011.

Em estudos com Al comercialmente puro Malekjani *et al.* (2013), verificaram comportamento diferente do comportamento da liga Al 2024. Nestes estudos o material estudado apresentou amaciamento com alta taxa para o início do processamento e redução rápida até um valor praticamente constante, mantendo-se assim até ~600 ciclos. Para maiores números de ciclos, a taxa de amaciamento aumenta lentamente até a fratura à ~780 ciclos (GRA. 2.26). O espaçamento entre bandas de cisalhamento, também mostrado nesta mesma figura, é reduzido com o aumento do número de ciclos. Observa-se que o espaçamento diminui de forma praticamente linear até ~50 ciclos e após este número a taxa de redução reduziu-se lentamente até ~300 ciclos e se satura neste valor. Considerando a evolução da resistência com o número de ciclos, os pesquisadores inferem que o aumento da densidade de bandas de cisalhamento promoveu o amaciamento do material. Neste estudo, o crescimento de grão aparece como principal mecanismo de amaciamento após a saturação do aumento da densidade de bandas de cisalhamento.

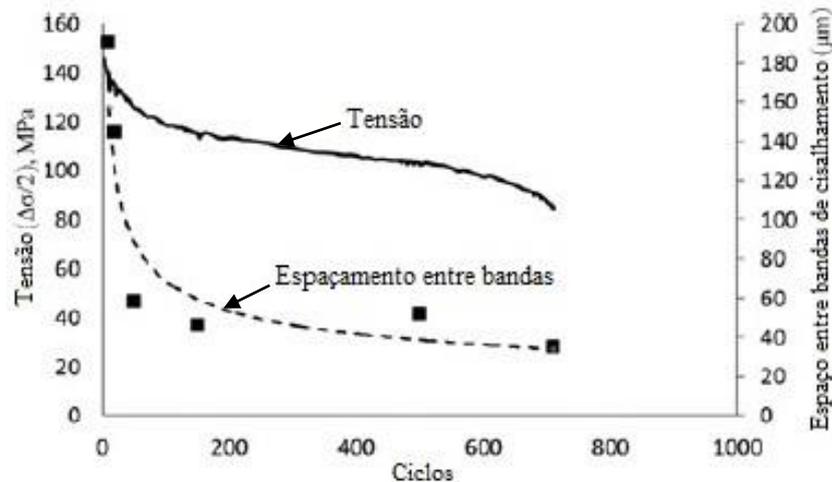


GRÁFICO 2.26 – Comportamento do alumínio comercialmente puro e espaçamento entre bandas de cisalhamento à deformação cíclica.

FONTE: MALEKJANI *et al.*, 2013.

Trabalhos recentes em outros materiais, além do alumínio com UFG, confirmam a importância da estrutura inicial do material para sua estabilidade durante o LCF. Estudos de Zhu *et al.* (2011) com a liga de magnésio AZ31 identificaram a ocorrência de amaciamento durante o processamento LCF de amostras submetidas ao ECAP. Os pesquisadores creditam este comportamento aos defeitos introduzidos pelo processamento juntamente com o crescimento de grão, comportamento este contrário ao observado em amostras submetidas apenas ao ECAP que apresentaram encruamento. Para o aço baixo carbono, Niendorf *et al.* (2013), também observaram amaciamento e atribuem este comportamento a presença da grande fração de contornos de grão com baixo ângulo de desorientação.

Estrin e Vinogradov (2010) relatam a influência da LCF em amostras submetidas à deformação plástica severa. Segundo os estudiosos, o comportamento sob LCF exibe grande influência no encruamento, dependendo da composição do material e tipo de escorregamento apresentado por esse. A microestrutura de materiais de alta pureza produzidos por SPD são inerentemente instáveis, tanto mecânica quanto termicamente. O amaciamento com o número de ciclos ou acúmulo de deformação é frequentemente observado para materiais com estrutura cúbica de face centrada (CFC) com relativa pureza. As bandas de cisalhamento induzidas pelo processamento cíclico são possivelmente a principal causa do amaciamento observado, que é um comportamento que sublinha a similaridade no comportamento dos materiais com UFG e os trabalhados a frio. As características detalhadas do amaciamento, sua fenomenologia, taxa e mecanismos microscópicos variam amplamente dependendo do material e processamento.

Outros fatores que também influenciam são: amplitude de deformação plástica, taxa de deformação e temperatura, mas o fator mais crítico parece ser a pureza do material. Os autores também destacam a dependência da estabilidade estrutural com as interações das deslocações com outras deslocações e com os contornos de grão.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho foi essencialmente experimental e consistiu em submeter amostras de alumínio comercialmente puro, recozidas e processadas por ECAP, a ensaios de compressão uniaxial e multiaxial segundo três direções ortogonais entre si. O trabalho envolveu três etapas: determinação da temperatura de recozimento, processamento por ECAP e ensaios de compressão das amostras.

3.1 Material

O material usado foi o alumínio comercialmente puro, no estado bruto de fusão, cuja composição química está indicada na TAB. 3.1.

TABELA 3.1
Composição química alumínio como recebido

Elemento	%	Elemento	%	Elemento	%
Al	99,7700	B	0,0001	P	0,0002
Fe	0,1463	Ni	0,0019	Cr	0,0030
Si	0,0597	Cu	0,0015	Na	0,4 ppm
Zn	0,0018	Mn	0,0023		
V	0,0075	Mg	0,0035		

O material foi recebido na forma de um tarugo cilíndrico com diâmetro de 150 mm. Uma amostra com 110 mm de comprimento foi retirada desse tarugo e por meio de corte e usinagem foram confeccionados corpos de prova prismáticos nas dimensões de 15,8 x 15,8 x 100 mm³. Como o material apresentava estrutura bruta de fusão, foi feito o recozimento visando diminuir as heterogeneidades desse tipo de estrutura. No entanto, antes do tratamento térmico foi necessário deformar plasticamente as amostras, pois testes preliminares indicaram que o material fundido não exibia recristalização e conseqüente refino da microestrutura. Optou-se por utilizar um passe de ECAP para tal finalidade.

3.2 ECAP

As amostras como recebidas e recozidas foram processadas por um passe de ECAP utilizando uma matriz em aço 1045 bipartida com canais de seção quadrada de 16,3 mm de aresta que se cruzam formando um ângulo de 90° entre si e sem curvatura externa (FIG. 3.1). Essa geometria introduz uma deformação de $\sim 1,15$ (IWAHASHI *et al.*, 1996).

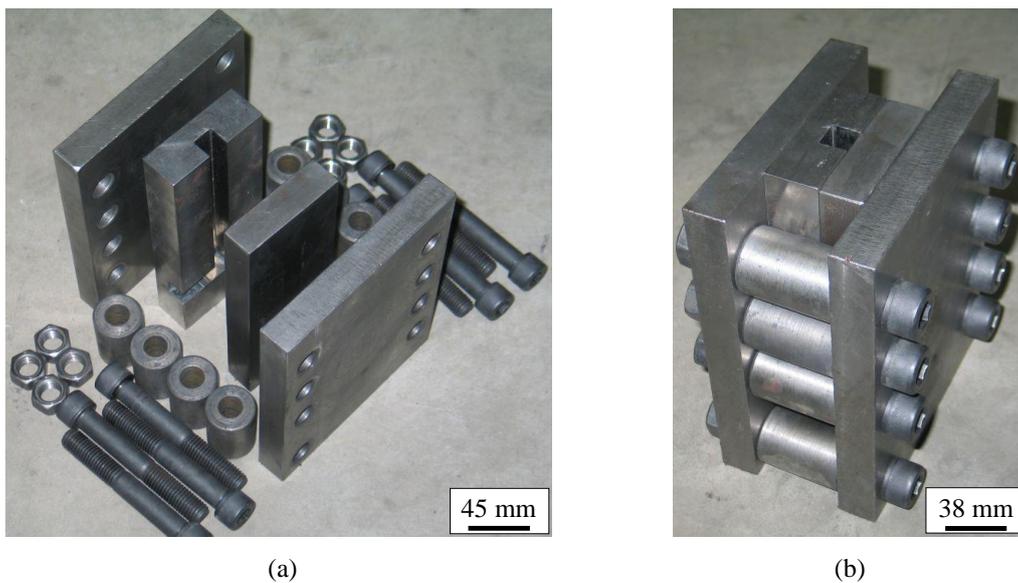


FIGURA 3.1– Esquema de montagem da matriz de ECAP: (a) partes constituintes da matriz e (b) matriz montada.

Para forçar as amostras através do canal da matriz foram utilizados punções fabricados no mesmo material desta, com secção transversal pouco menor que a do canal da matriz de ECAP, de forma a permitir sua livre movimentação. Durante o processamento são usados punções com diferentes comprimentos para sucessivas etapas, buscando-se evitar possível flambagem, que danificaria os punções e/ou matriz. A FIG. 3.2 mostra os quatro punções que podem ser usados no ECAP; neste trabalho foram utilizados apenas os dois maiores, devido à carga utilizada e o tamanho das amostras.

A matriz utilizada foi desenvolvida por Figueiredo (2005). No entanto, para este trabalho, foi confeccionado um novo canal com um inserto que introduziu um degrau em sua saída, que proporcionou uma redução na secção transversal da amostra após processamento (FIG. 3.3).

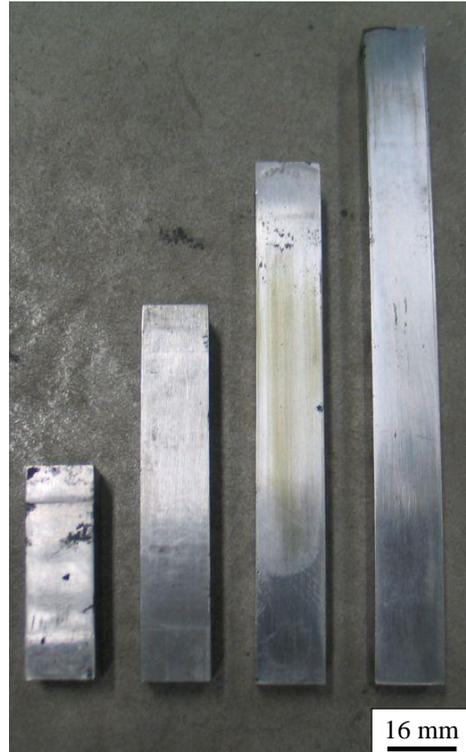


FIGURA 3.2 – Punções utilizados no ECAP.

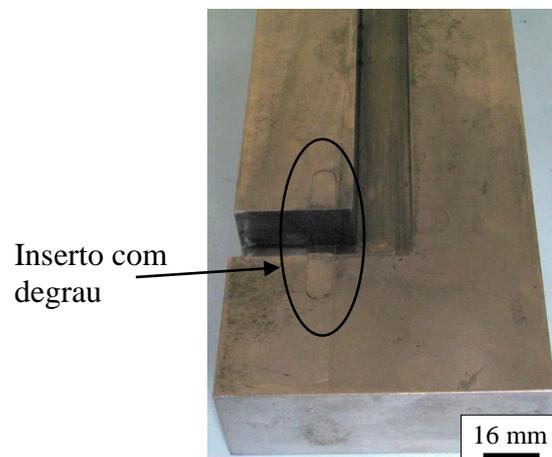


FIGURA 3.3 – Canal da matriz de ECAP com inserto.

A modificação na geometria original da matriz foi feita para que não houvesse a necessidade do lixamento das amostras após o passe de ECAP dado nas amostras para encruar o material antes do recozimento, uma vez que a secção transversal das amostras processadas, antes da modificação ficava maior que a do canal devido à recuperação elástica (FIGUEIREDO, 2005;

SANTOS, 2008). A FIG. 3.4 mostra a adaptação de forma mais detalhada e desenhos técnicos apresentam as modificações no apêndice A.

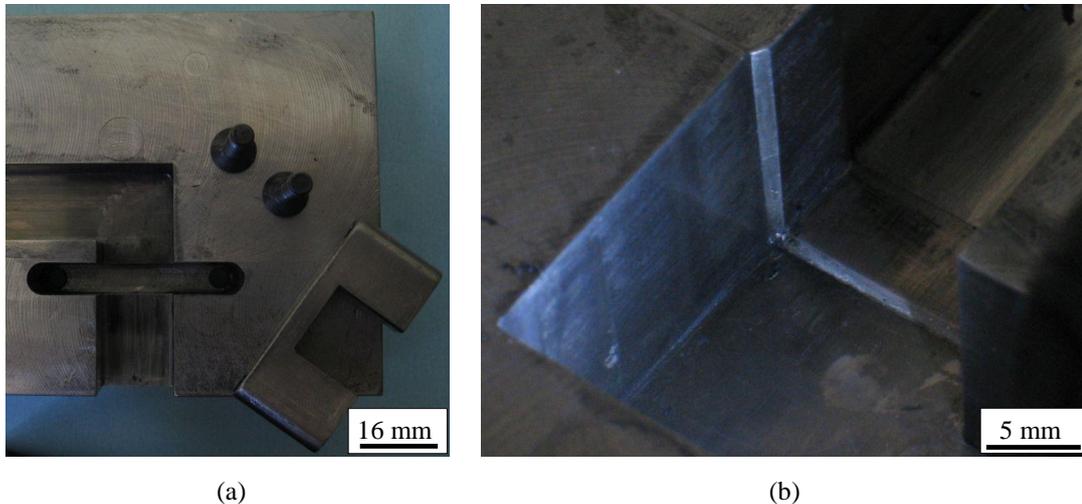


FIGURA 3.4 – Canal com a adaptação de rampa: (a) partes desmontadas do canal e (b) rampa proporcionada pela montagem do inserto.

Uma máquina de ensaios hidráulica Kratos, com capacidade de 490 kN, sem controle de velocidade e com mostrador de carga analógico, foi usada para a realização do ECAP. A FIG. 3.5 mostra a matriz de ECAP posicionada no módulo de compressão da máquina de ensaios para a realização do procedimento. Punções, canal da matriz e amostras foram lubrificadas com bissulfeto de molibdênio (Molykote). A velocidade de aplicação de carga foi de aproximadamente 20 mm/min e a carga máxima aplicada foi próxima de 56,6 kN.

As sucessivas amostras foram processadas em sequência, visando agilizar o processo; antes da retirada de uma amostra outra era inserida e empurrava a anterior, e assim sucessivamente. Para a retirada da última amostra a matriz foi desmontada.

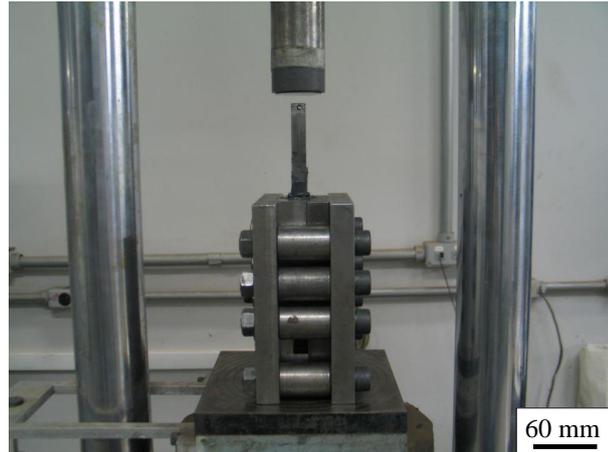


FIGURA 3.5 – Matriz de ECAP posicionada no módulo de compressão da máquina de ensaios Kratos.

3.3 Recozimento

Para a determinação da temperatura de recozimento, amostras cúbicas com arestas aproximadamente de 8 mm foram retiradas de corpos de prova deformados por um passe de ECAP. Na retirada, 20 mm de cada extremidade foi desprezada, já que estas partes não sofrem deformação homogênea em toda sua seção. Para identificação da disposição das amostras retiradas, estabeleceu-se um sistema de coordenadas baseado no processamento por ECAP, mostrado na FIG. 3.6.

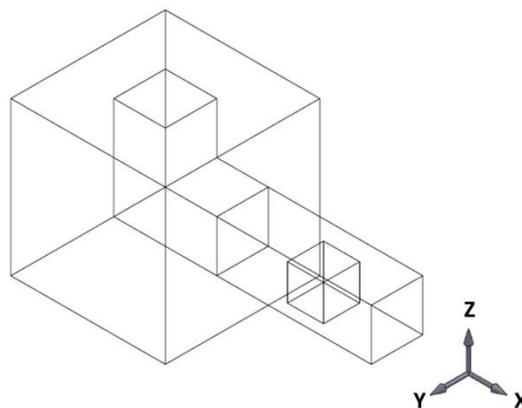


FIGURA 3.6 – Direções para retirada das amostras de compressão após ECAP.

As amostras para o recozimento foram retiradas de forma que as faces dos cubos ficassem perpendiculares às direções estabelecidas no sistema de coordenadas e foram recozidas a

temperaturas de 100, 200, 250, 280, 310, 325, 335 e 350 °C, utilizando um forno tipo mufla com duração de 1 hora e resfriamento ao ar fora do forno. As durezas foram medidas e por meio destes valores determinou-se a temperatura mais adequada para a recristalização das amostras. No entanto, quando amostras recozidas a essa temperatura foram submetidas à compressão multiaxial, verificou-se um comportamento anisotrópico do material processado. O escoamento para a direção Y foi maior que para as outras direções, contrastando com estudos similares realizados por Armstrong *et al.* (1982). Análise microestrutural e ensaios de microdureza indicaram que a recristalização não havia sido completa, tornando-se necessária a realização de um novo estudo para definição de outra temperatura de recozimento. Trataram-se amostras do material anteriormente recozido por mais 1 hora nas temperaturas de 350 °C e 400 °C. Análises da microestrutura e ensaios de microdureza permitiram a verificação da ocorrência da recristalização plena das amostras submetidas ao recozimento à temperatura de 400 °C e os ensaios multiaxiais realizados nas amostras recozidas novamente não apresentaram o mesmo comportamento anisotrópico relatado anteriormente para o primeiro recozimento. Para todos os recozimentos foi utilizado termopar próximo das amostras, para controle da temperatura dentro do forno.

3.4 Ensaios de compressão

Os ensaios de compressão foram realizados ao longo de uma única direção (direção X) ou ao longo das três direções X, Y e Z sequencialmente. Os ensaios foram realizados no material apenas recozido e no material recozido e processado por um passe de ECAP. A compressão uniaxial foi realizada para a caracterização do material recozido, processado por ECAP e após a compressão multiaxial. Foram realizados ensaios em duas amostras para cada situação analisada. Para a compressão uniaxial após o processamento multiaxial foi utilizado apenas um corpo de prova. Para as compressões multiaxiais foi estabelecida a amplitude de deformação verdadeira de $-0,075$ para cada incremento de deformação. Esta amplitude foi escolhida por ser a menor utilizada nos estudos de Armstrong *et al.* (1982) que mostraram que para menores amplitudes de deformação maiores eram os efeitos observados. Para os ensaios uniaxiais do material apenas recozido e recozido e processado por ECAP, foram confeccionados corpos de prova com secção transversal quadrada nas dimensões de $12 \times 12 \times 18 \text{ mm}^3$, obedecendo a proporção de 1 de largura para $1 \frac{1}{2}$ comprimento, como mostrado na FIG. 3.7 (a). Para os ensaios multiaxiais foram confeccionados corpos de prova nas dimensões $13 \times 12,52 \times 12,06 \text{ mm}^3$, como mostrado na FIG. 3.7 (b). Esta geometria prismática foi escolhida buscando-se a

continuidade das dimensões originais a cada passe: considerando-se o material isotrópico, quando submetido à deformação verdadeira de $-0,075$, a direção com 13 mm seria reduzida para 12,06 mm, a direção de 12,52 mm ficaria com 13 mm (deformação verdadeira de $+0,0375$) e a direção de 12,06 mm com 12,52 mm (deformação verdadeira de $+0,0375$). Com essa geometria, também se buscou facilitar a identificação das direções das compressões subsequentes, uma vez que a compressão sempre acontece na direção cujo comprimento é o maior, ou seja 13 mm. Para os primeiros ensaios estabeleceu-se uma posição final para o avanço do cabeçote da máquina, e esse avanço foi mantido para todas as direções. No entanto, devido à diferença na amplitude de deformação obtida para cada direção, optou-se por uma mudança no procedimento, onde a medida do comprimento das direções das amostras a serem processadas a cada passe era realizada com paquímetro, e de acordo com estes valores, uma nova posição do cabeçote da máquina de ensaios era calculada com base no comprimento obtido.

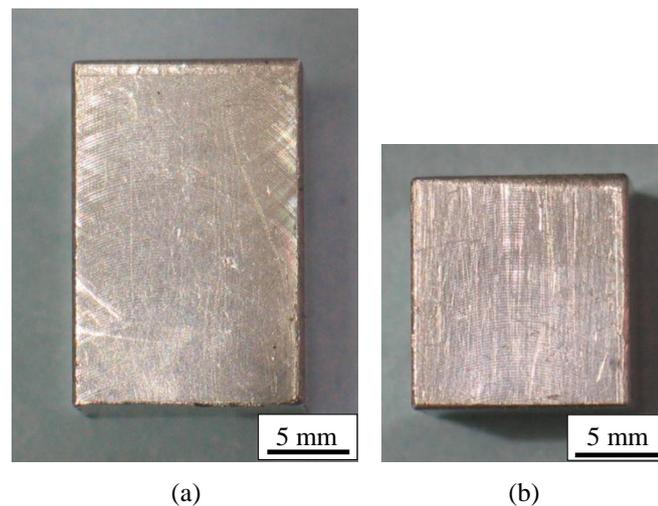


FIGURA 3.7 – Corpo de prova para ensaios de compressão:
(a) Compressão uniaxial e (b) Compressão multiaxial.

Para a compressão uniaxial, as amostras foram comprimidas somente segundo a direção X. Para a compressão multiaxial, foi adotada a seguinte sequência de processamento: aplicação de carga na direção X, na direção Z e na direção Y, e assim sucessivamente. Esta sequência foi escolhida com base em experimentos anteriores que estudaram o comportamento mecânico de amostras pós ECAP submetidas a compressão nas três direções principais (FARIA *et al.*, 2014). Para cada etapa de aplicação de carga na compressão multiaxial deu-se o nome de passe e para cada três passes deu-se o nome de ciclo.

Em função da natureza do ensaio foi necessária a lubrificação das amostras, utilizando o bissulfeto de molibdênio. Nos ensaios uniaxiais, a aplicação de carga foi interrompida periodicamente a cada deformação em torno de 0,1 para lubrificação do corpo de prova, sendo então, dada continuidade ao ensaio até aproximadamente 0,8 de deformação verdadeira. Para o prolongamento da curva uniaxial do material recozido, fez-se uma regressão a partir de sua curva tensão verdadeira-deformação verdadeira. Nos ensaios de compressão multiaxial as amostras foram lubrificadas antes de cada direção comprimida e foram realizados 12 compressões em cada amostra, o que resultaria em uma deformação total de 0,9.

Todos os ensaios de compressão foram realizados em uma máquina de ensaios INSTRON modelo 5582 a uma velocidade de cabeçote de 0,005m/s. A FIG. 3.8 mostra a máquina de ensaios com um corpo de prova na posição do ensaio.

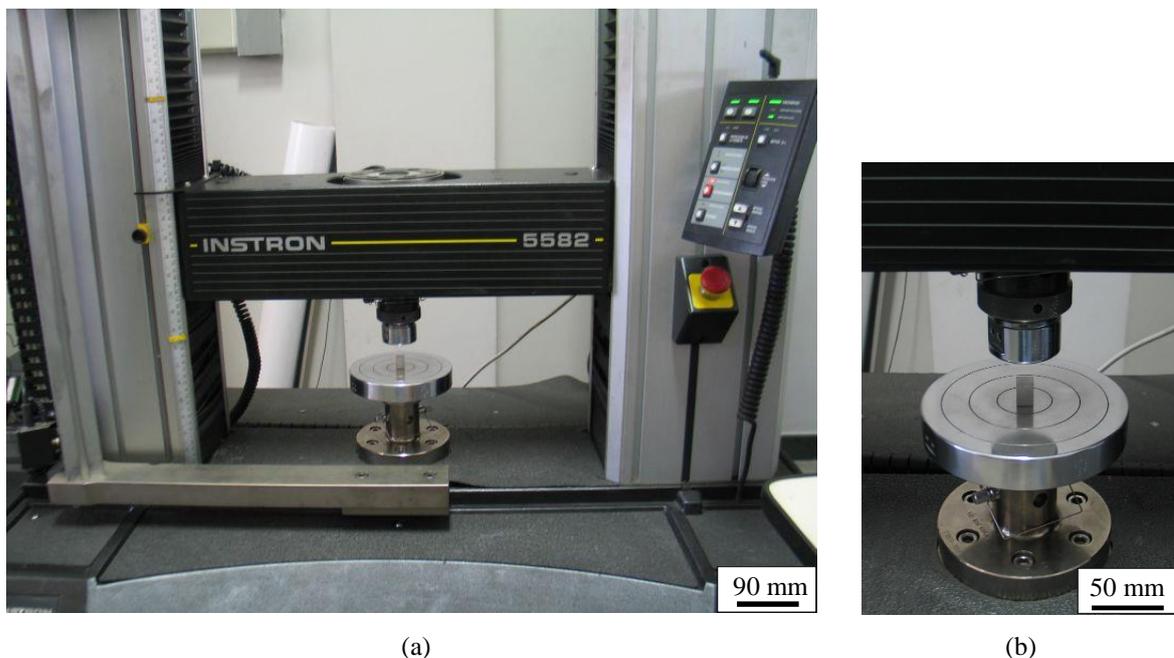


FIGURA 3.8 – Máquina de ensaios mecânicos: (a) máquina de ensaios com corpo de prova posicionado para ensaio e (b) corpo de prova posicionado no prato de compressão.

Para o tratamento dos dados o deslocamento e a carga imposta foram medidos e depois processados em planilhas eletrônicas para a obtenção das tensões e deformações verdadeiras sofridas pelo material ensaiado. Para a determinação das tensões e deformações verdadeiras foram utilizadas as equações a seguir.

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (4.1)$$

$$S = \frac{P}{A_0} \quad (4.2)$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad (4.3)$$

$$\sigma = S(e + 1) \quad (4.4)$$

$$\varepsilon_{plástica} = \varepsilon - \frac{\sigma}{E} \quad (4.5)$$

Nas equações relacionadas anteriormente: e é a deformação de engenharia, Δl o deslocamento do cabeçote da máquina de ensaios, l_0 o comprimento inicial, S a tensão de engenharia, P a carga instantânea, A_0 a área inicial do corpo de prova, ε a deformação verdadeira, σ a tensão verdadeira, $\varepsilon_{plástica}$ a deformação verdadeira plástica e E o módulo de elasticidade. Para a retirada da parte elástica das curvas de tensão versus deformação, utilizou-se a inclinação da reta tensão-deformação inicial nos ensaios. Para a obtenção desta inclinação, realizou-se, em três amostras, o descarregamento e o recarregamento após uma certa deformação e mediu-se a inclinação da curva no recarregamento. O GRA. 3.1 exibe uma representação esquemática desse procedimento. Desta maneira, após sua obtenção, basta dividir a tensão verdadeira instantânea por esta inclinação e se terá a deformação elástica relativa àquela tensão. Subtraindo-se esse valor da deformação total ε obtém-se a deformação plástica. A curva na cor preta apresenta a curva tensão-deformação somente com a fase plástica, obtida desta forma.

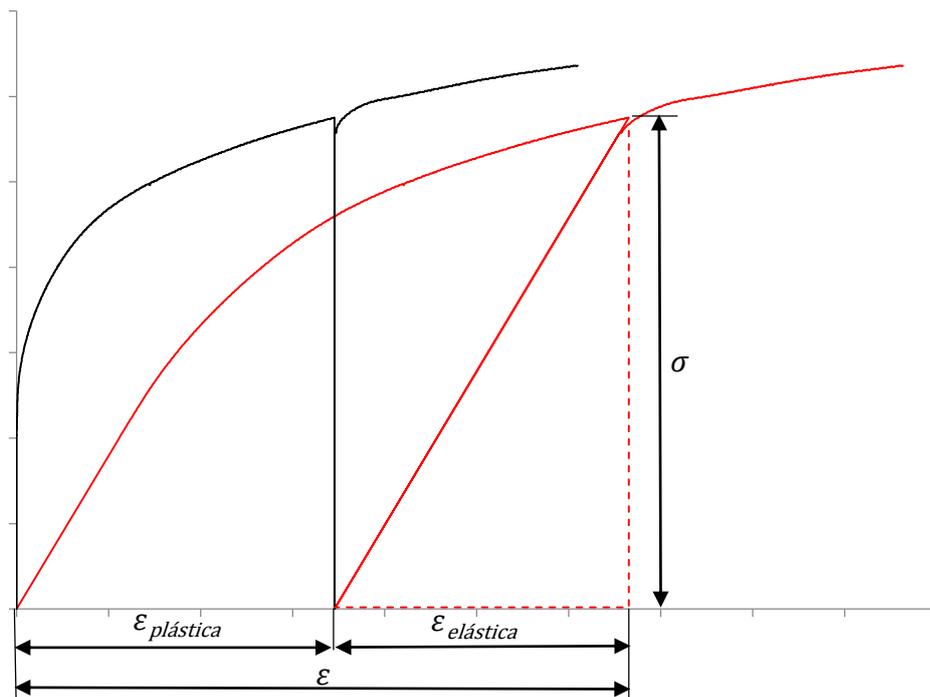


GRÁFICO 3.1 – Representação esquemática do cálculo do módulo de elasticidade e da transformação da curva elastoplástica, curva vermelha, em plástica, curva preta.

3.5 Ensaio de Dureza

Para a determinação da primeira temperatura de recozimento, foi medida a dureza Brinell (HB) das amostras recozidas para as várias temperaturas. A dureza foi medida em uma máquina de ensaios Otto Wolpert-Werke GMBH usando uma esfera de 2,5 mm de diâmetro, carga de 153,2 N e 306,5 N por 30 s. Foram realizadas cinco medições em cada amostra. .

Para se medir a microdureza das amostras, estas foram preparadas metalograficamente. Após a retirada, as amostras foram embutidas a frio utilizando resina. Para a preparação das amostras, utilizaram-se lixas nas granulometrias 120, 240, 400, 600, 1200 e 4000. As amostras foram lixadas por 7 minutos nas lixas de 120 e 4000 e por 3 minutos nas demais. Após o lixamento, foi feito o polimento em panos impregnados de pasta de diamante de 3 μm . O polimento foi feito até que o alumínio tivesse aspecto espelhado. Para o ataque químico, a superfície da amostra foi umedecida com uma solução de 12,5% de ácido Fluorídrico e 87,5% de água destilada por aproximadamente 3 minutos. A carga aplicada variou de 0,05 à 2,9 N por 15 s. As medidas foram realizadas em um Microdurômetro Vickers FUTURE TECH, modelo FM-ARS 9000. A microdureza foi medida nas primeiras amostras recozidas para a verificação da dureza

das três diferentes estruturas apresentada por elas e nas amostras submetidas ao segundo procedimento usado para a determinação da nova temperatura de recozimento. Foram realizadas cinco medições em cada amostra.

3.6 Modelagem Numérica

Simulações numéricas foram realizadas para um melhor entendimento do comportamento do material submetido a compressão multiaxial. As simulações foram realizadas no software Deform 2D/3D versão 11.0 tomando-se como base a curva tensão x deformação obtida a partir dos ensaios de compressão uniaxial do material recozido.

A malha do material do corpo de prova foi gerada com elementos isoparamétricos e com 10.200 elementos. As dimensões iniciais do corpo de prova e a velocidade da simulação foram iguais às praticadas nos experimentos. As simulações foram feitas considerando um coeficiente de atrito de 0,4. Esta condição de atrito indicada nos parâmetros para ensaios fornecidos pelo próprio software, para compressão do alumínio com matrizes de aço.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Processamento por ECAP

O GRA. 4.1 mostra uma representação da distribuição das cargas versus amostras recozidas processadas por ECAP. Como a máquina de ensaios usada para este processamento não possui sistema de aquisição de dados e a única forma de controle é um mostrador analógico de carga, apenas os valores máximos e os que se mantiveram constantes por algum intervalo de tempo são indicados. Observou-se que para o início do processo a carga aumentou até 52,2 kN, depois caiu lentamente até 46,9 kN e manteve-se praticamente constante até o fim do processo. Para o segundo corpo de prova, a carga atingiu 56,6 kN, caiu até 24,5 kN, aproximadamente a metade do valor máximo, e voltou a subir para 52,6 kN, mantendo-se praticamente constante até a necessidade da troca do punção. Após a troca, a carga subiu até 55,4 kN e, em seguida, caiu para 49,0 kN. O aumento da carga para a segunda amostra estaria relacionado ao aumento do atrito gerado pela maior área de contato entre o corpo de prova e a matriz, devido à presença de parte do primeiro corpo de prova no interior da matriz. Após a segunda amostra o comportamento manteve-se inalterado.

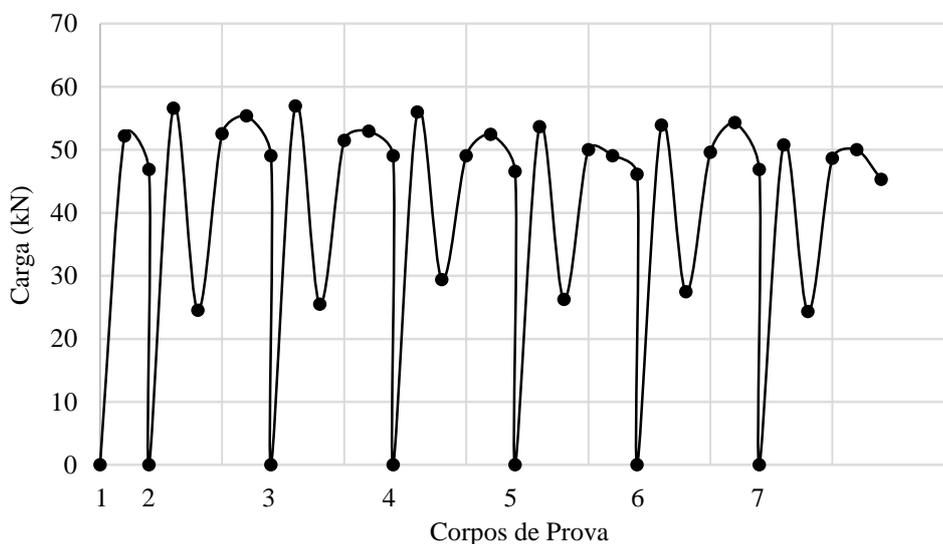


GRÁFICO 4.1 – Distribuição de cargas do processamento das amostras por ECAP após o recozimento.

A FIG. 4.1 mostra a matriz aberta para a verificação de algumas características do processo. Na FIG. 4.1 (a) observa-se que na região externa do cruzamento dos canais, houve um acúmulo de

material que deu origem a uma camada morta, que funcionou como um raio de curvatura externa, alterando a geometria original da matriz. Observa-se também o resultado da adaptação feita na matriz que introduziu um degrau ao canal de saída. Após a passagem do material pelo degrau, verifica-se uma folga entre a amostra e o canal da matriz. As amostras também apresentaram uma pequena rebarba lateral, que seria provocada pelo escoamento do material processado através da abertura da matriz na união do canal da matriz e a chapa que trabalha como tampa do canal. A FIG. 4.1 (b) mostra o acúmulo de material após a retirada do corpo de prova da matriz.

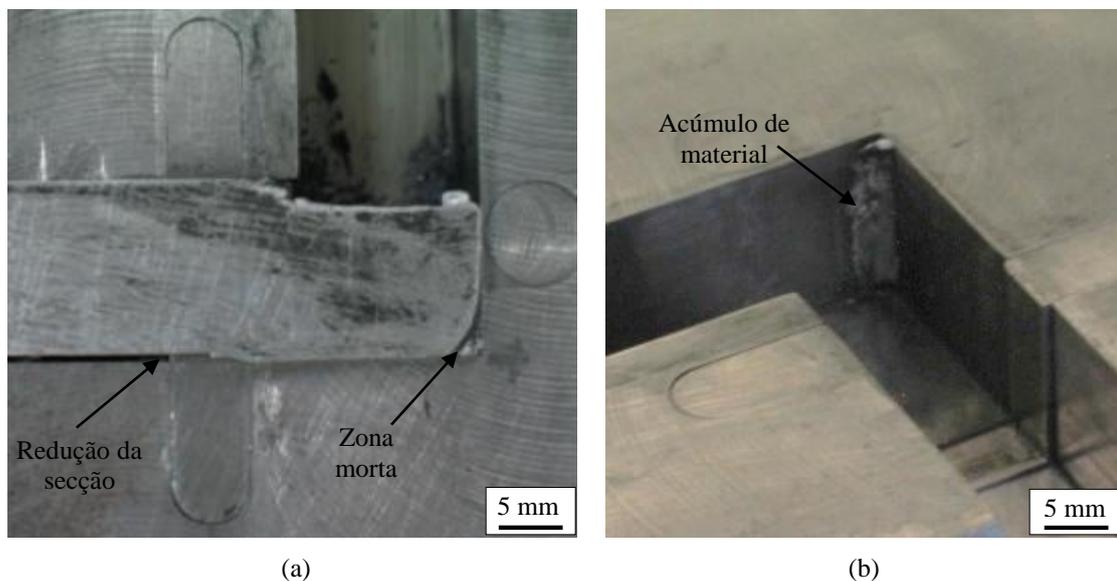


FIGURA 4.1 – Canal da matriz após o processamento: (a) matriz com o corpo de prova e (b) matriz sem o corpo de prova.

4.2 Estudo da temperatura de recozimento

O GRA. 4.2 apresenta a curva dureza-temperatura resultante do primeiro estudo para determinação da temperatura de recozimento. São locados os valores médios (dados pela curva) referentes a 5 medidas obtidas para cada temperatura e a dispersão dos valores medidos (barras verticais). A dispersão dos resultados é similar à encontrada na literatura (QIAO *et al.*, 2009), (GRA. 4.3). Verifica-se que até a temperatura de 250 °C a dureza manteve-se praticamente constante em torno de 43 HB e que a partir deste valor, tende a diminuir até a temperatura de 335 °C, temperatura a partir da qual se observa uma tendência de manutenção da dureza em 23 HB. A curva apresenta aspecto típico, indicando a ocorrência de recristalização das amostras a partir desta temperatura. Em estudos realizados com alumínio comercialmente puro processado por 1 e 10 passes de ECAP, CAO *et al.* (2003) obtiveram resultados similares ao estudo sobre

a temperatura de recozimento realizado neste trabalho. O GRA. 4.4 apresenta a curva microdureza-temperatura dos resultados obtidos pelo recozimento, com duração de 2 horas, realizado nas temperaturas de 100 a 300 °C, para as amostras submetidas a 1 passe de ECAP e de 100 a 500 °C para as submetidas a 10 passes. Observa-se que para o primeiro caso, material submetido a 1 passe de ECAP, o amaciamento ocorre a partir de 240 °C e continua até o valor máximo da temperatura imposta para esta situação, 300 °C. A microdureza apresentada para esta última temperatura não equivale a menor microdureza apresentada no recozimento do material submetido a 10 passes de ECAP, o que evidencia a não recristalização completa do material. Para a segunda situação, material submetido a 10 passes de ECAP, o material apresentou amaciamento a partir de 180 °C e manteve uma taxa de amaciamento mais acentuada até 300 °C. Após este valor, apresentou um amaciamento menos intenso até 420 °C e manteve o valor de microdureza até 500 °C, maior temperatura usada nos estudos. Qiao *et al.* (2009), em estudo do comportamento de alumínio comercialmente puro processado por um passe de ECAP e recozido por 30 minutos para temperaturas que variaram de 200 a 375 °C, observaram que a dureza do material atingiu 21 HV para a temperatura de 375 °C, dureza para material recozido segundo ASM INTERNATIONAL (1990), e que a variação da dureza ao longo da secção transversal do corpo de prova, para esta mesma temperatura, foi menor que para as outras temperaturas estudadas (GRA. 4.3). Comparando-se os resultados obtidos neste trabalho, os encontrados na literatura (CAO *et al.*, 2003; QIAO *et al.*, 2009) e a gama de temperaturas para o recozimento do alumínio sugerido pelo ASM INTERNATIONAL (1991), que indica valores entre 260 a 410 °C, optou-se por recozer as amostras a serem estudadas a 350 °C com duração de 60 minutos.

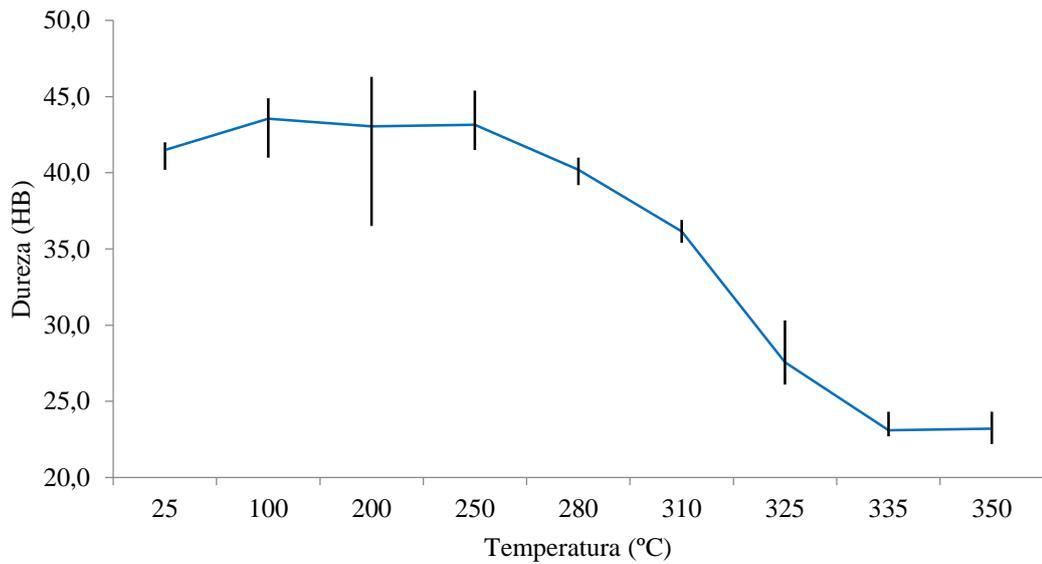


GRÁFICO 4.2 – Distribuição temperatura-dureza para definição da temperatura de recozimento.

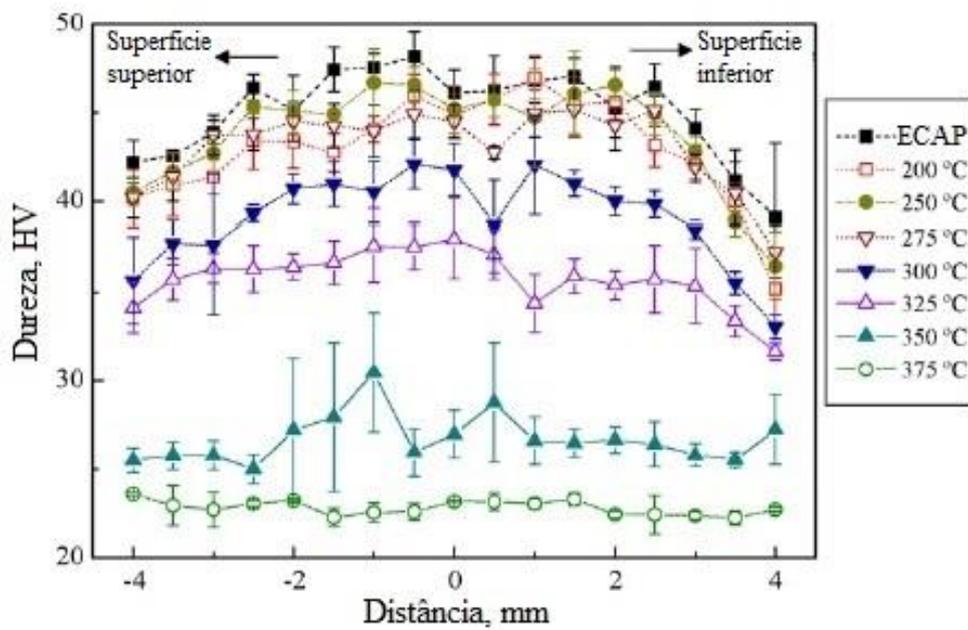


GRÁFICO 4.3 – Distribuição de dureza ao longo da seção transversal do corpo de prova submetido a ECAP e recozido a várias temperaturas.

FONTE – QIAO *et al.*, 2009.

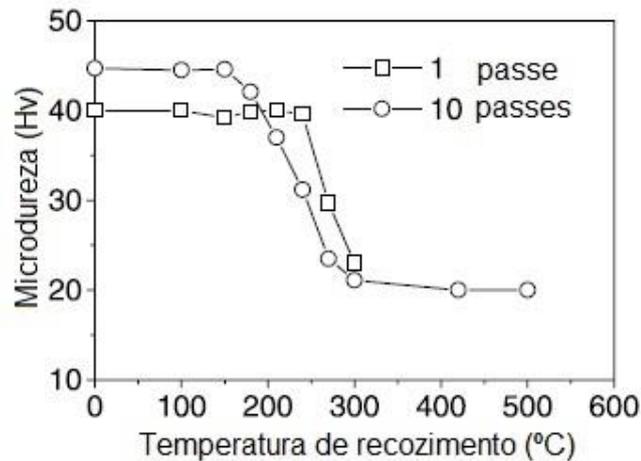


GRÁFICO 4.4 – Curva microdureza-temperatura para alumínio comercialmente puro previamente processado por ECAP e recozido de 100 a 500 °C.

FONTE – CAO *et al.*, 2003.

Considerando-se que o material recozido a 350 °C estivesse recristalizado, amostras do mesmo foram submetidas à compressão multiaxial. No GRA 4.5 estão locadas as curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira para cada direção comprimida neste primeiro ensaio multiaxial. Verifica-se que a amplitude de deformação na direção Y foi menor que nas demais direções, e que o seu limite de escoamento foi maior. Este comportamento anisotrópico seria um indicativo de que o comportamento do material estaria sendo influenciado pelo encruamento promovido pelo ECAP e que o material não estaria recristalizado completamente, pois os efeitos do encruamento são eliminados pela recristalização (DIETER, 1981). Acredita-se que a formação de bandas de cisalhamento promovidas pelo passe de ECAP seria responsável por esse comportamento. O cisalhamento no ECAP se dá apenas em um plano (FIG. 2.5), e de acordo com o sistema de coordenadas que as amostras foram processadas (FIG. 3.6), as bandas de cisalhamento facilitariam a deformação nas direções X e Z (FARIA *et al.*, 2014). Desta forma, quando se comprime na direção X, ocorreria uma expansão maior na direção Z em relação a direção Y. Da mesma forma, a compressão na direção Z, a direção X se expandiria mais que a Y causando assim a diferença observada no comportamento do material.

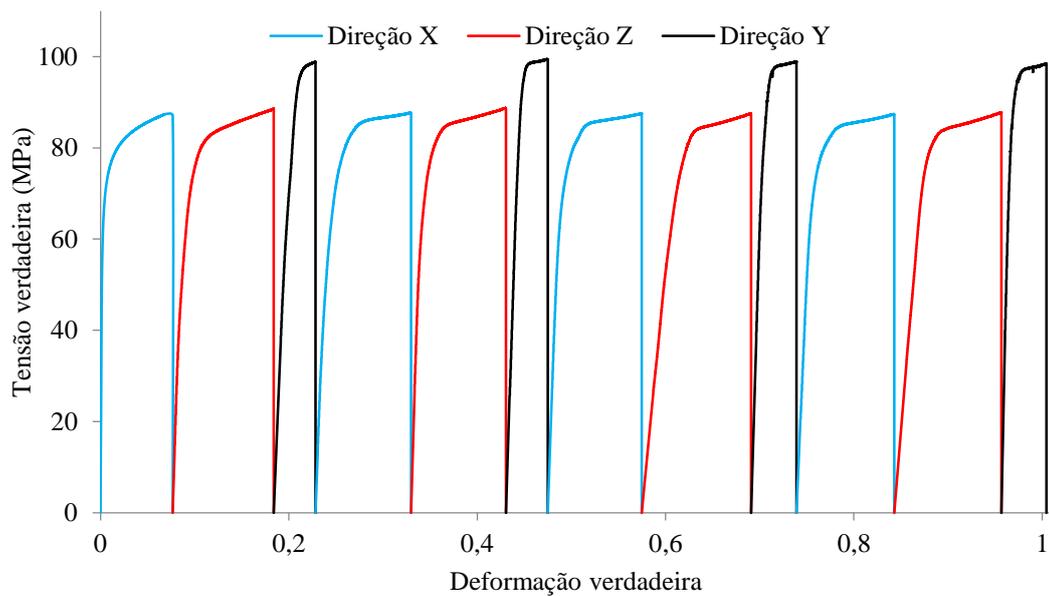


GRÁFICO 4.5 – Compressão multiaxial com amplitude de avanço do cabeçote constante.

A análise microestrutural confirmou a hipótese de que o material não estaria recristalizado completamente, conforme observado nos resultados dos primeiros ensaios de compressão multiaxial. A FIG. 4.2 mostra que o material apresentou duas regiões. A região mais interna da amostra apresentou dois aspectos morfológicos, indicados pelas letras A e B (FIG. 4.2 (a)), o que indicaria a não recristalização. A região mais próxima à superfície apresentou grãos equiaxiais, indicada pela letra C (FIG. 4.2 (b)), o que indicaria a ocorrência de recristalização.

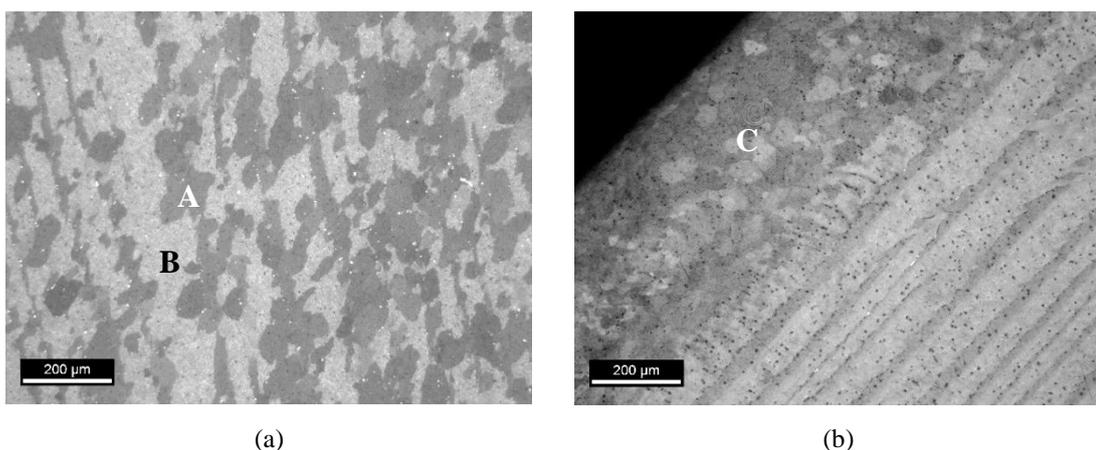


FIGURA 4.2 – Material recozido após ECAP: (a) metalografia na parte central da amostra indicando as regiões A e B e (b) metalografia na parte externa, indicando a região C.

A microdureza das três estruturas verificadas na FIG. 4.2 são apresentadas na TAB. 4.1. Verifica-se que a região C apresenta valores equivalentes aos valores encontrados na literatura para alumínio comercialmente puro recozido (ASM INTERNATIONAL, 1990), o que confirmaria a ocorrência da recristalização nesta região. As faixas claras, identificadas pela letra B, apresentaram valores de microdureza elevados, semelhantes ao valor encontrado para o material processado por ECAP (ALHAJERI *et al.*, 2011; CAO *et al.*, 2003; QIAO *et al.*, 2009). As faixas escuras, indicadas pela letra A, apresentaram valores bem próximos aos da região identificada pela letra C, o que indicaria a ocorrência de recristalização nestas faixas. Desta forma, outro estudo para determinação de uma nova temperatura de recozimento se fez necessário.

TABELA 4.1
Micro Durezas do material recozido

DUREZA - HV				
Região	A	B	C	Geral
Carga (N)	0,1	0,1	0,5	2,94
1	23	42	21	25
2	26	42	22	30
3	24	42	21	29
4	23	44	20	33
5	25	46	24	33
Média	24	43	22	30
Desv.	1	2	2	3

4.3 Ensaio de compressão

Os resultados dos ensaios de compressão são apresentados em três blocos: problemas nos ensaios, ensaios de compressão uniaxial e ensaios de compressão multiaxial. A simulação numérica dos ensaios do material recozido é apresentada simultaneamente aos resultados experimentais.

4.3.1 Problemas nos ensaios

No GRA. 4.6 são apresentados os resultados do ensaio de compressão multiaxial do material recozido a 400 °C para a direção X ciclo 1. São apresentadas as curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira referente aos regimes elastoplástico e plástico. Como as curvas foram similares em todos os ensaios do recozido (uniaxiais e multiaxiais), optou-se por apresentar os resultados apenas para um dos corpos de prova analisados, buscando-se uma melhor

visualização dos dados. Para as deformações iniciais, os resultados mostram um comportamento atípico: após a retirada da parte elástica, percebe-se que para o recarregamento, a curva fica paralela ao eixo da tensão, o que não ocorre para a parte inicial da curva que apresenta inclinação.

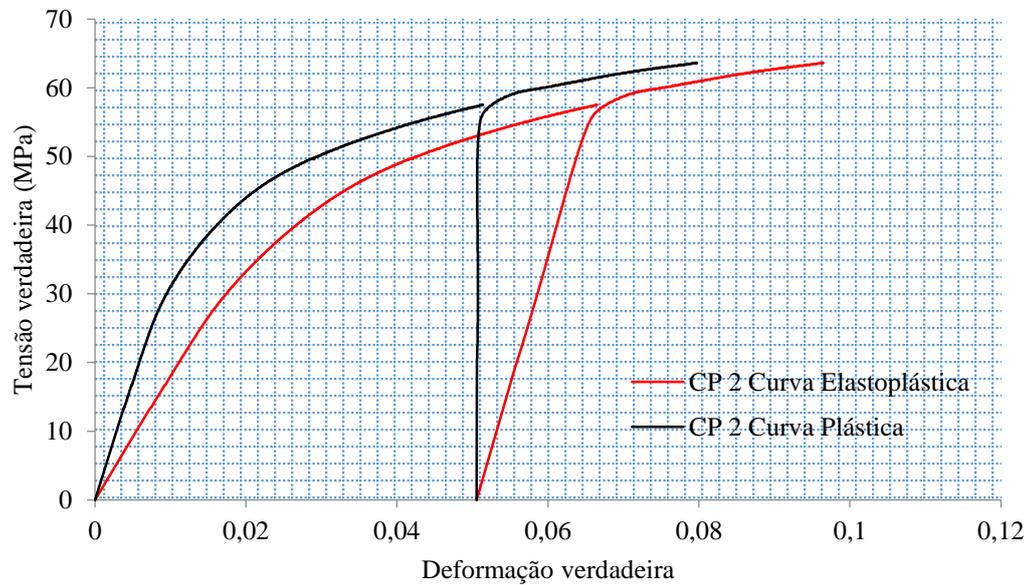


GRÁFICO 4.6 – Diferença da inclinação da curva no início da deformação para o material recozido.

Para os ensaios uniaxiais do material recozido os resultados também mostraram um outro comportamento inesperado. Ocorreu uma redução na inclinação das curvas a cada 0,1 de deformação, (valor aproximado para o intervalo dado entre as paradas para a lubrificação das amostras). O GRA. 4.7 apresenta a curva com os respectivos recarregamentos para a verificação das diferentes inclinações apresentadas. Este comportamento também foi observado para o material submetido ao ECAP.

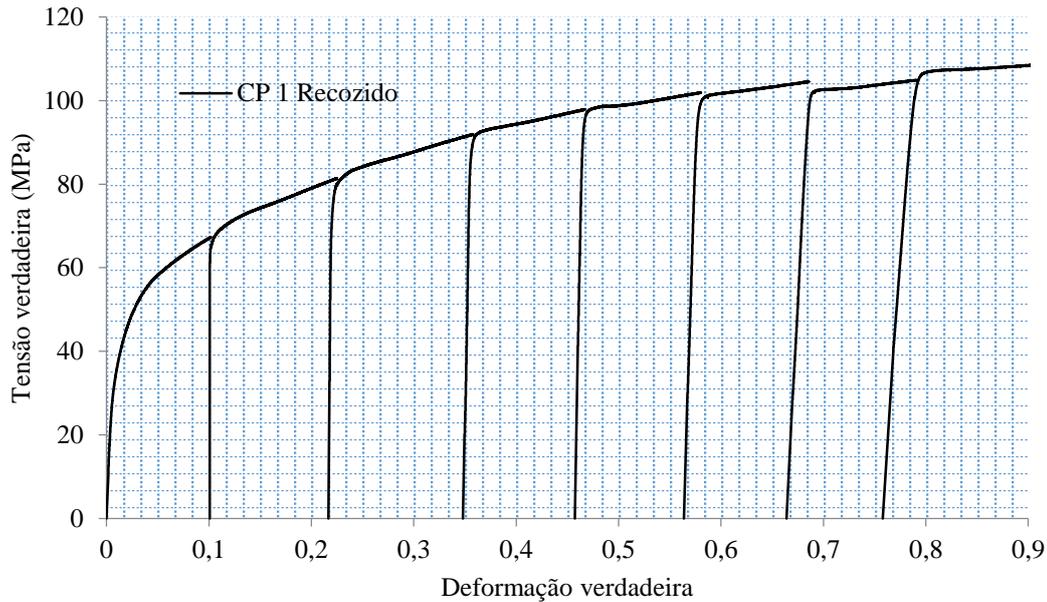


GRÁFICO 4.7 – Redução da inclinação da curva para as várias etapas de compressão.

4.3.2 Compressão uniaxial

O GRA. 4.8 apresenta as curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira para os materiais recozido e processado por ECAP, submetidos a compressão uniaxial. São apresentadas as curvas de dois corpos de prova para cada situação estudada. Observa-se que tanto para o material recozido quanto para o submetido ao ECAP os resultados são similares para as duas amostras ensaiadas. As curvas apresentam algumas imperfeições, que são mais pronunciadas para o material recozido, provavelmente causadas pela compressão feita por etapas, que permitiram a lubrificação das amostras. Os resultados mostram que o material recozido apresenta limite de escoamento de aproximadamente 22,2 MPa, valor médio entre as duas curvas para a tensão relativa a 0,002 de deformação e que o submetido ao ECAP apresentou 101,6 MPa aproximadamente. Como esperado, o limite de escoamento para o material submetido ao ECAP ocorreu em um valor muito acima do apresentado pelo material recozido, aproximadamente 4 vezes. Aumento similar no limite de escoamento foi encontrado por Nakashima *et al.*, (1998) e Chinh *et al.*, (2004) para alumínio puro submetido a um passe de ECAP. Segundo Brady *et al.* (2002) o limite de escoamento do alumínio e suas ligas da família 1XXX pode variar de 28 a 35 MPa no estado recozido, e de 124 a 166 MPa para o material deformado de 0,75. Ao contrário do material recozido que apresenta encruamento com taxa decrescente, o material processado por ECAP apresenta amaciamento, que é mais pronunciado

até a deformação em torno de 0,3, apresentando redução na taxa de amaciamento que tende a ser constante após este valor. Esses resultados são similares aos encontrados na literatura.

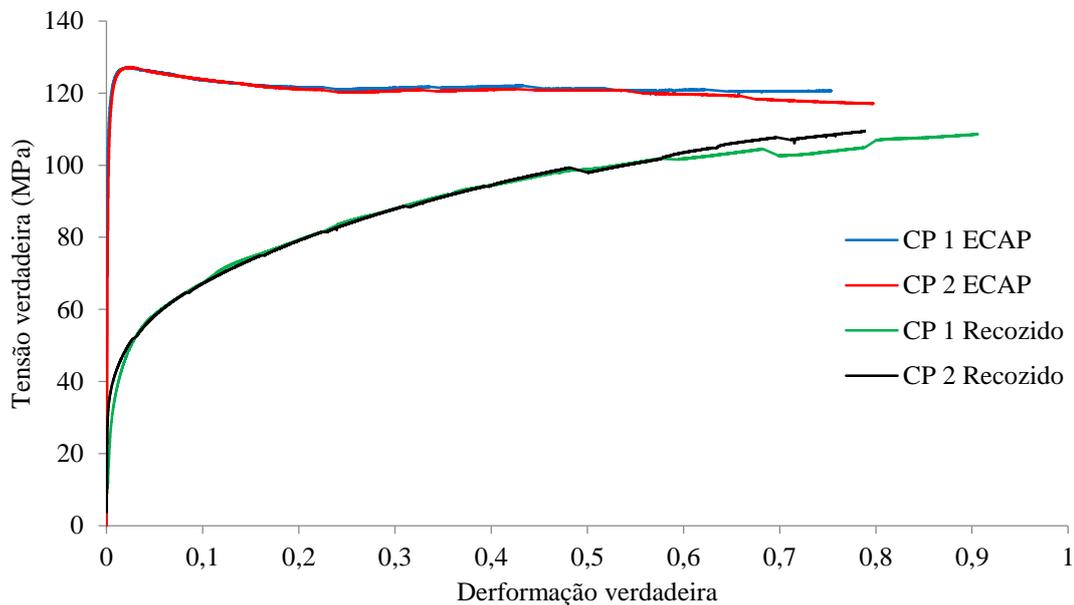


GRÁFICO 4.8 – Curva tensão-deformação para material recozido e após um passe de ECAP.

Em estudos realizados com alumínio comercialmente puro, EL-Danaf *et al.* (2007) encontraram comportamento semelhante para ensaio de compressão para material processado por um passe de ECAP. Segundo Sabirov *et al.* (2013) a microestrutura nanoestruturada do alumínio e suas ligas pode afetar significativamente o comportamento sob deformação mecânica à temperatura ambiente, ativando mecanismos que não ocorrem em materiais recozidos. Ivanov e Naydenkin (2012) sugerem que diferentemente dos materiais recozidos, que apresentam o escorregamento e maclação como mecanismos dominantes na deformação plástica, nos materiais com grãos ultrafinos (que apresentam grande densidade de contornos de grãos), o movimento e rotação de contornos de grãos aparecem como importantes mecanismos no início da deformação plástica. Contudo estes mecanismos diminuem com o aumento da deformação, e a movimentação das discordâncias passa a atuar como principal mecanismo de deformação plástica para maiores valores. Qiao *et al.* (2009) avaliam que a relação entre a microestrutura heterogênea e as propriedades mecânicas após ECAP ainda não estão claras, e que frequentemente o aumento da resistência do alumínio e suas ligas é relacionado com o refino dos grãos e que a influência da densidade de deslocamentos é pouco mencionada. Em seus estudos com alumínio comercialmente puro submetido a um passe de ECAP eles concluíram que a influência da densidade de

deslocações no aumento da resistência mecânica é significativamente maior que o tamanho reduzido dos grãos.

4.3.3 Compressão multiaxial

Na TAB. 4.2 são apresentadas as dimensões dos primeiros corpos de prova submetidos a compressão na direção X-ciclo 1 (primeiro passe da compressão multiaxial para o material recozido e submetido ao ECAP). Os resultados mostram que a deformação não foi isotrópica. Houve diferença entre as amplitudes de deformação apresentadas pelas outras direções (Y e Z). Para o material recozido essa diferença foi menor. Segundo Callister (2002), existe uma variabilidade nas medidas das propriedades dos materiais, que pode ser gerada por vários fatores como: método de ensaio, variações nos procedimentos de confecção dos corpos de prova, influência do operador, calibração do equipamento e podem existir falhas na homogeneidade e/ou pequenas diferenças na composição. Para o material submetido ao ECAP, a diferença das dimensões foi maior, e isso seria devido à anisotropia imposta ao material pelo processo de deformação (FARIA *et al.*, 2014).

TABELA 4.2

Dispersões dimensionais das amostras processadas multiaxialmente.

Condição inicial	Recozido			ECAP		
	X	Z	Y	X	Z	Y
Direção						
Medidas antes do processamento	13,00	12,50	12,06	13,05	12,53	12,07
Medidas após o processamento	12,00	13,06	12,75	12,11	13,34	12,54
Deformação	0,0800	0,0438	0,0556	0,0748	0,0626	0,0382

Além da diferença na amplitude de deformação, a observação visual das amostras submetidas a compressão na direção X-ciclo 1, também mostrou abaulamento das superfícies paralelas à direção de compressão. Este abaulamento teve um leve aumento para os passes subsequentes, contudo observou-se que a partir da direção X-ciclo 2 este aumento foi pouco significativo. Tal comportamento nas seguidas compressões multiaxiais, foi relatado nos estudos de Armstrong *et al.* (1982).

Nos gráficos de 4.9 a 4.11 são locadas as curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira para todas as direções do ciclo 1 e para a direção X-ciclo 2. No traçado das curvas, o acúmulo de deformação foi desconsiderado, e todas as 4 curvas foram plotadas partindo da origem. Considerando a similaridade dos dados, são apresentadas apenas a curva para uma das duas amostras de cada situação (recozida e submetida ao ECAP), de forma a se ter uma melhor

visualização do comportamento apresentado pelo material durante a compressão multiaxial. No gráfico 4.11 são mostradas as curvas para as mesmas direções e ciclos obtidos por simulação numérica.

No GRA. 4.9 observa-se que para as compressões após a direção X-ciclo 1, as curvas do material processado por ECAP apresentam inclinação na parte inicial do carregamento, diferentemente da curva obtida para a direção X-ciclo 1, mesmo sem considerar a deformação elástica. Este comportamento é atípico, pois o módulo de elasticidade do material é determinado pelas forças interatômicas e pode ser apenas ligeiramente afetado pela adição de elementos-liga, tratamento térmico ou deformação a frio (DIETER, 1981). Percebe-se também uma variação na amplitude de deformação para as sucessivas direções comprimidas. Isto ocorre provavelmente devido aos erros inerentes às medições e aos cálculos dos comprimentos iniciais dos corpos de prova.

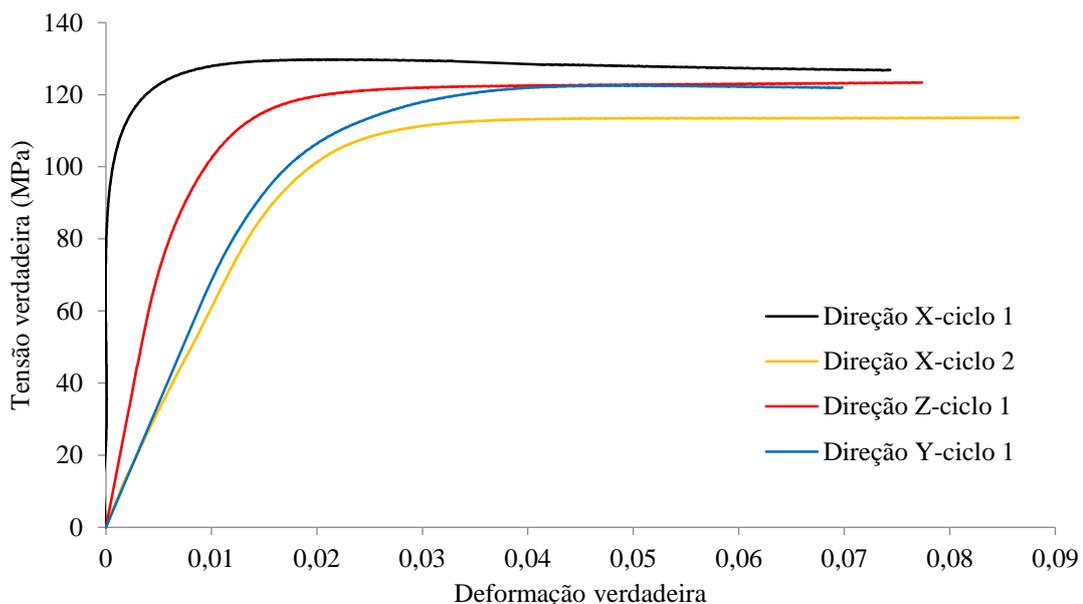


GRÁFICO 4.9 – Comportamento atípico da fase elástica para material submetido ao ECAP.

A variação na inclinação do início das curvas também foi observada para as amostras recozidas. Porém, este material apresentou outro comportamento anômalo (GRA. 4.10): para este material a curva tensão verdadeira-deformação verdadeira resultante da primeira direção comprimida, direção X-ciclo 1, apresentou inclinação, o que não ocorreu para o material submetido ao ECAP. Outra diferença observada foi que na direção Z-ciclo 1, o material apresentou inclinação maior que a apresentada na direção X do mesmo ciclo. Para as duas direções posteriormente

comprimidas ocorre uma redução da inclinação das curvas em relação a direção Z-ciclo 1 e como relatado para o material submetido ao ECAP após a direção X-ciclo 2 a inclinação das curvas não teve variação significativa.

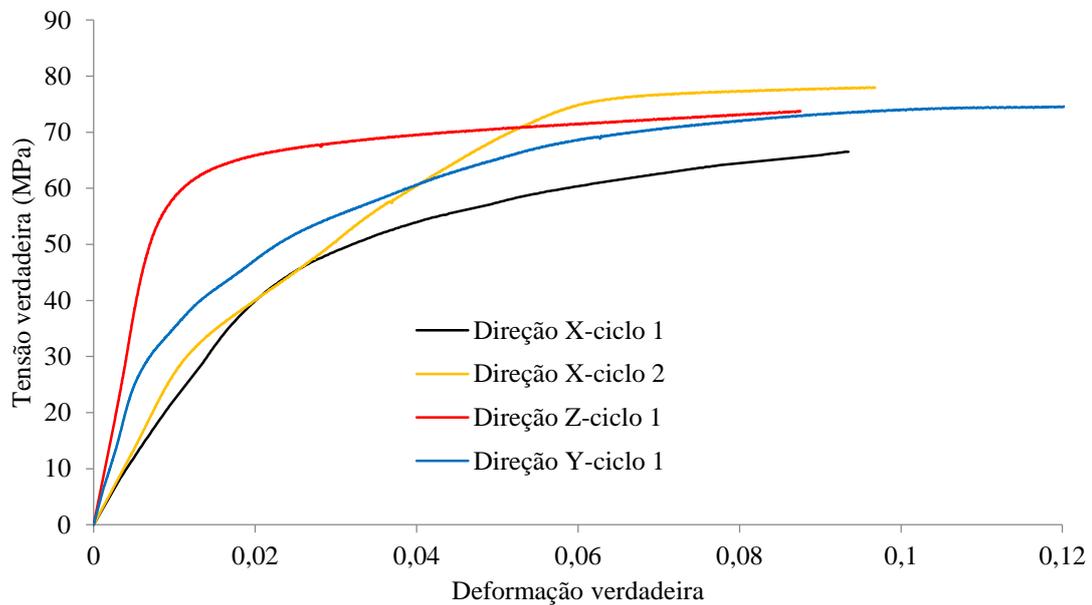


GRÁFICO 4.10 – Comportamento atípico da fase elástica para material recozido.

O comportamento anômalo observado tanto para o material recozido como para o submetido ao ECAP poderia ser atribuído ao abaulamento das faces dos corpos de prova perpendiculares à direção de compressão. Como essas superfícies não eram planas, o punção da máquina de ensaios inicialmente tocava apenas as regiões mais altas das amostras, e a carga não estaria sendo aplicada em toda extensão da superfície das amostras: algumas regiões escoariam primeiro, enquanto outras apenas se deformariam elasticamente. Simulações numéricas foram realizadas para verificação deste comportamento e comprovaram essas suposições.

O GRA. 4.11 apresenta os resultados encontrados pela simulação numérica realizada para a verificação do comportamento relatado anteriormente. Conforme pode ser observado, ocorre redução da inclinação no início da curva para as direções subsequentes à compressão na direção X-ciclo 1. Observa-se, também, que as curvas nas direções Y e Z não são contínuas, provavelmente devido a precisão do software e das condições de contorno relacionadas ao abaulamento.

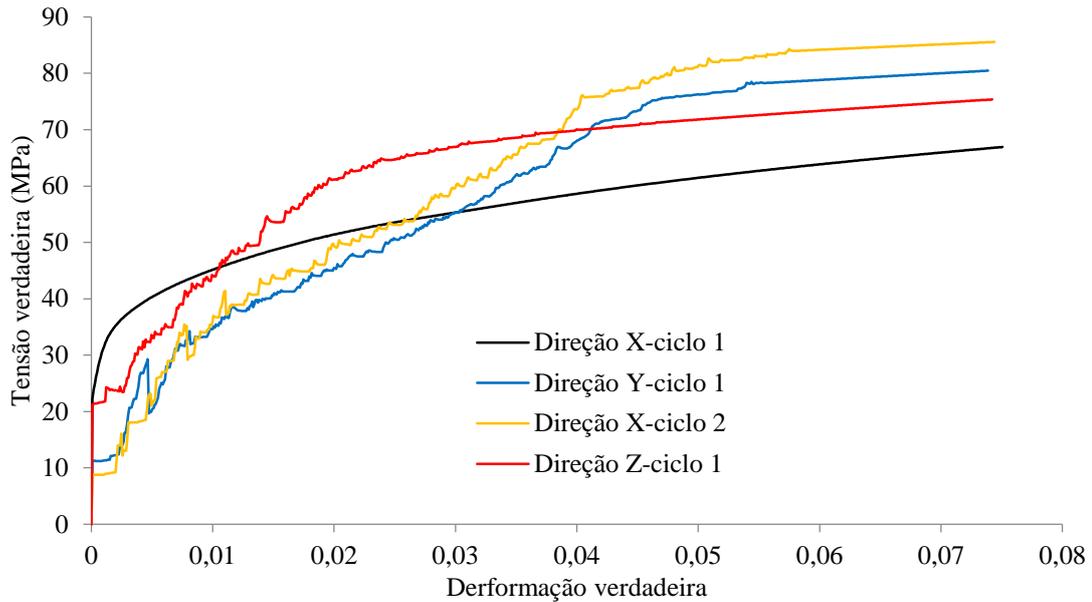


GRÁFICO 4.11 – Comportamento atípico da fase elástica simulado por computador.

Nos gráficos de 4.12 à 4.14 são locadas as curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira dos resultados obtidos nos ensaios de compressão multiaxial, juntamente com as respectivas curvas uniaxiais do material recozido e processado por ECAP. Para o material recozido (GRA. 4.12), verifica-se que para as duas primeiras direções comprimidas multiaxialmente, o encruamento ocorre de forma semelhante ao material comprimido uniaxialmente. A partir da direção Y-ciclo 1, a amostra apresenta tensões menores para o mesmo valor de deformação do material comprimido uniaxialmente. Observa-se também que, a partir desta direção a tensão necessária para deformar as amostras nas sucessivas direções aumenta levemente, praticamente com taxa constante.

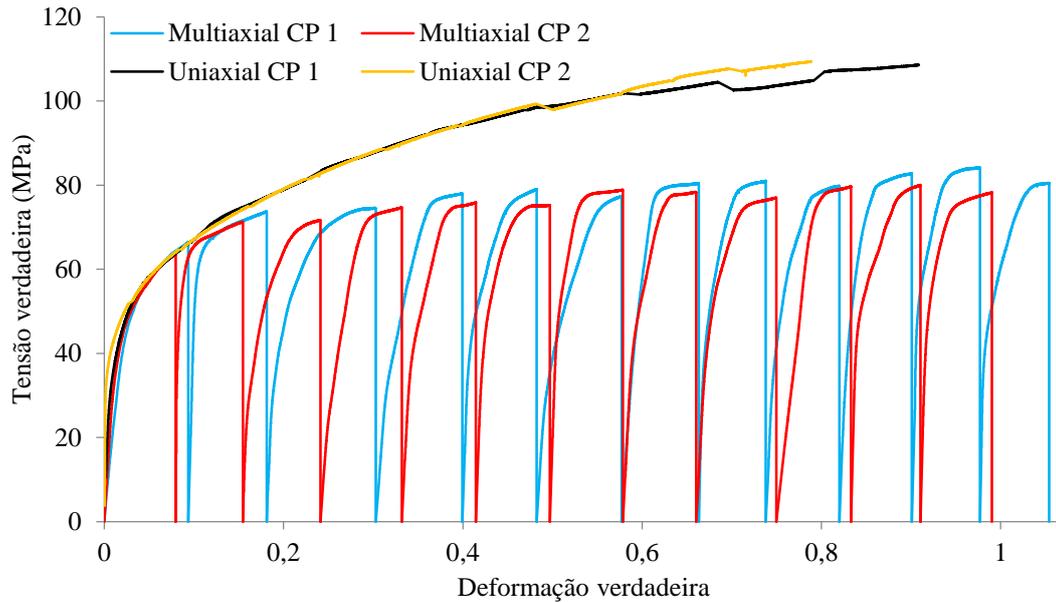


GRÁFICO 4.12 – Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira do material recozido processado multiaxialmente e processado uniaxialmente.

No GRA. 4.13 são apresentados as curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira para o material processado por ECAP e comprimido uni e multiaxialmente. Observa-se que o encruamento para as compressões multiaxiais do ciclo 1 ocorrem de forma semelhante ao comprimido uniaxialmente, e para as direções subsequentes apresentam tensões menores para os mesmos valores de deformação do material comprimido apenas uniaxialmente, de forma similar ao obtido para o material recozido. Observa-se também que as tensões necessárias para se comprimir as amostras nas sucessivas direções ocorre com taxa de amaciamento maior que para o material comprimido uniaxialmente, o que promove o amaciamento do material em deformações sucessivas.

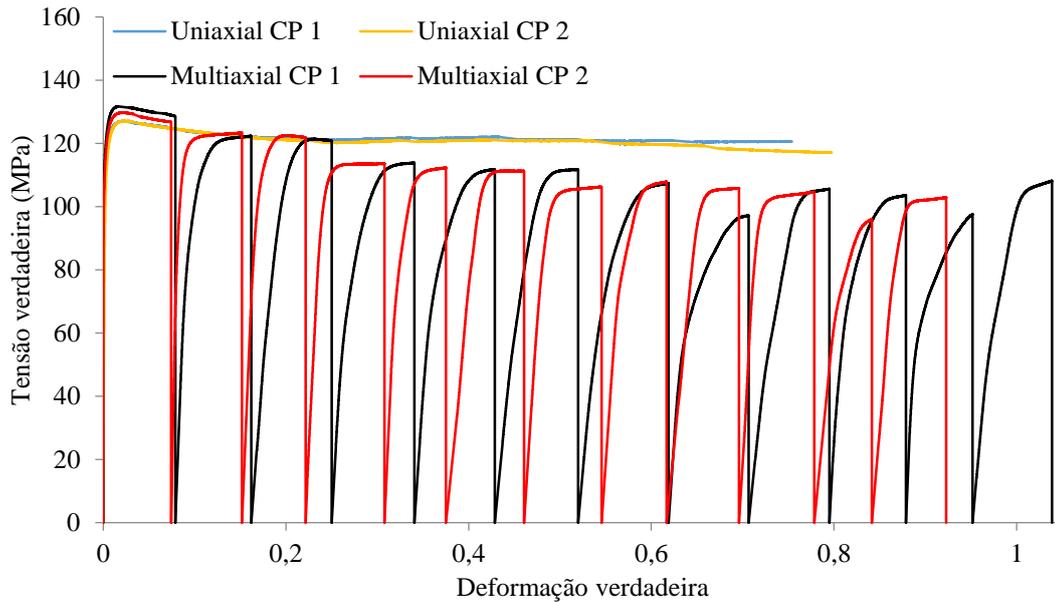


GRÁFICO 4.13 – Curva tensão verdadeira-deformação verdadeira do material processado multiaxialmente após ECAP e comprimido uniaxialmente após ECAP.

O GRA. 4.14 apresenta as curvas dos ensaios de compressão multiaxial para o material recozido e processado por ECAP, juntamente com a curva obtida pela regressão linear do ensaio uniaxial do material recozido. À deformação do material submetido ao ECAP é somada a deformação de 1,15, valor referente a amplitude de deformação imposta pela matriz usada neste estudo para um passe de ECAP (IWAHASHI *et al.*, 1996). Também são acrescentadas às curvas do processamento multiaxial, uma curva proveniente da compressão uniaxial para a direção X das amostras após os quatro ciclos completos das compressões multiaxiais para ambas as situações (material recozido e submetido ao ECAP). Observa-se que a curva uniaxial após o processamento multiaxial para o material recozido, apresenta taxa de encruamento superior à mostrada pela curva uniaxial para os mesmos valores de deformação. Porém, a taxa de encruamento diminui à medida que a deformação aumenta, assumindo a mesma taxa do material recozido, porém com menores tensões relativas às mesmas deformações. Para o material primeiramente processado por ECAP, a taxa de encruamento inicial também é maior, mas não como a do material recozido. A taxa se aproxima de forma mais rápida da taxa da curva uniaxial, e como na situação anterior uma continuação na deformação acarretaria na mesma tendência de manter a taxa de encruamento do material processado apenas uniaxialmente.

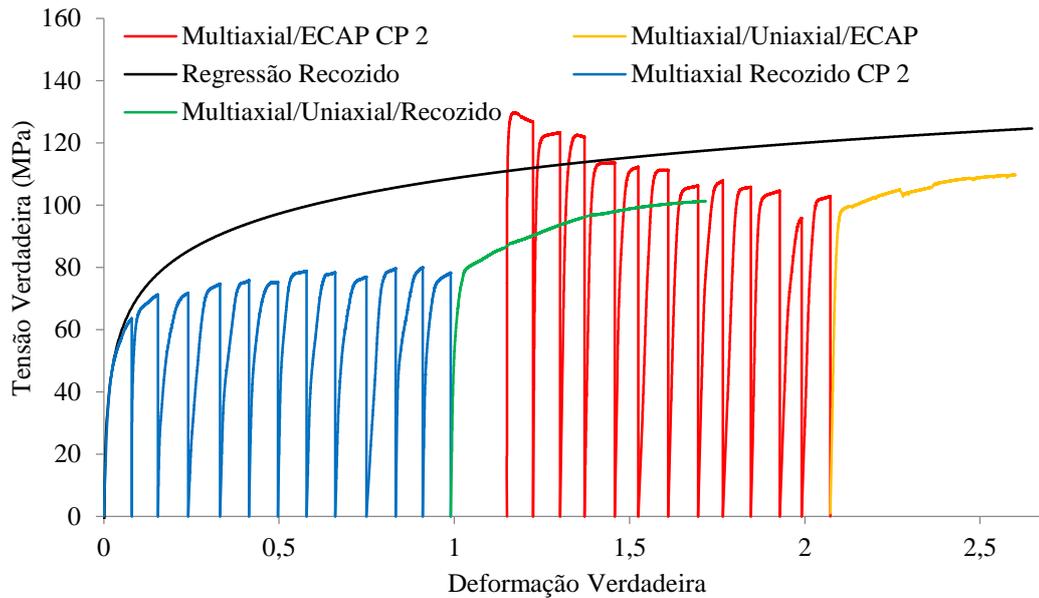


GRÁFICO 4.14 – Curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira do material recozido e do material após ECAP, submetidos a deformações uni e multiaxiais.

O GRA. 4.15 apresenta as curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira para as diferentes direções nos 4 ciclos da compressão multiaxial do material submetido ao ECAP. A letra (a) apresenta as quatro compressões realizadas para a direção X e as letras (b) e (c) apresentam o mesmo para as direções Z e Y consecutivamente. Verifica-se que para as diferentes direções de processamento ocorrem diferentes taxas de encruamento no primeiro ciclo. Para a direção X, observa-se amaciamento do material, para a direção Z encruamento e para a direção Y não há mudança na tensão necessária para o aumento da deformação. O comportamento para as duas primeiras direções assemelha-se ao comportamento encontrado na literatura para estudos realizados em alumínio comercialmente puro e a liga 6061 submetidos a ensaios de compressão nas três direções ortogonais entre si (X, Y e Z), após processamento por um passe de ECAP (FARIA *et al.*, 2014; XU *et al.*, 2008). Porém, com o acúmulo de deformação imposta pela compressão multiaxial, após as duas primeiras direções, ainda no primeiro ciclo, ocorre uma mudança no comportamento para as direções que apresentaram amaciamento (direção X e Y), que passam a apresentar aumento na taxa de encruamento. Estes resultados indicariam que o processamento multiaxial no material submetido ao ECAP altera seu comportamento típico, ou seja, tende a tornar o material isotrópico. Para o material recozido não ocorreu mudança no comportamento do material para as sucessivas compressões, e desta forma não são apresentadas as respectivas curvas.

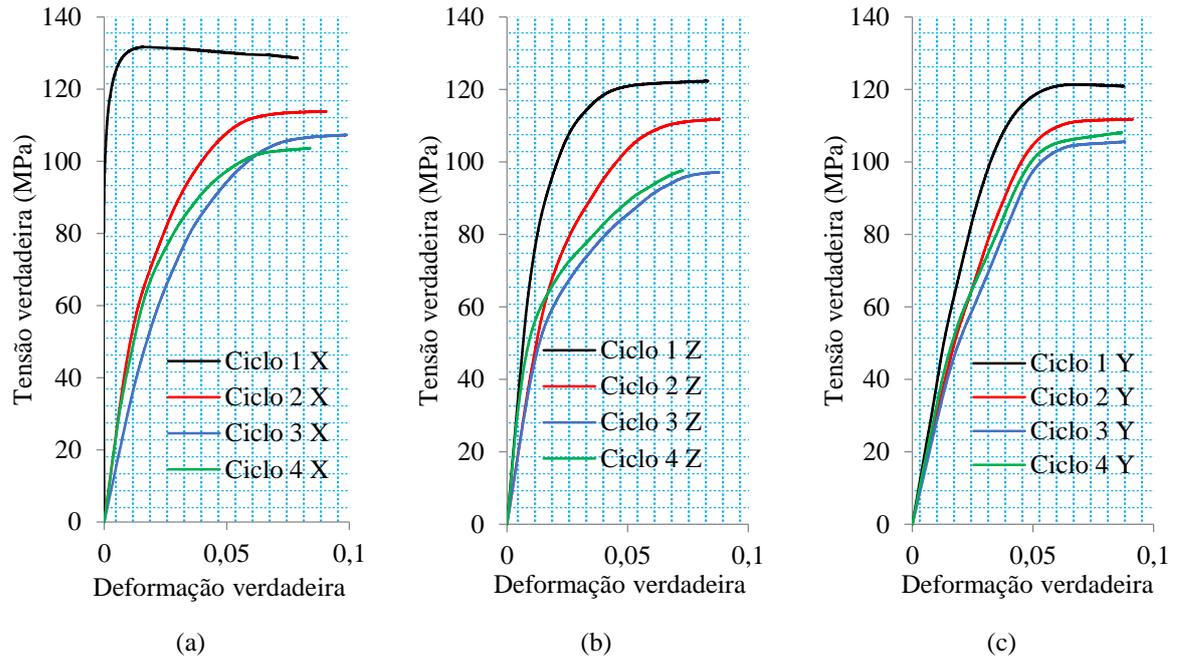


GRÁFICO 4.15 – Comportamento da taxa de encruamento do material submetido ao processamento multiaxial após ECAP na (a) direção X, (b) direção Z e (c) direção Y.

5 CONCLUSÕES

As modificações inseridas na saída da matriz de ECAP possibilitaram a redução da secção transversal das amostras processadas, permitindo assim, o reprocessamento destas sem a necessidade do lixamento lateral das amostras.

O material processado por ECAP apresentou um aumento na resistência mecânica de aproximadamente 4 vezes em relação ao material recozido, quando deformado segundo a direção X. No entanto, observou-se amaciamento do material após o início do escoamento.

O estudo da temperatura de recozimento do alumínio mostrou que a utilização da dureza Brinell para acompanhar a ocorrência do recozimento das amostras é ineficaz. Uma avaliação mais precisa do desenvolvimento do recozimento foi obtida com a análise da microdureza Vickers.

O principal problema para a realização dos ensaios por compressão foi a ocorrência de abaulamento das faces dos corpos de prova processados multiaxialmente. Este abaulamento, além de causar problemas na determinação da altura inicial do corpo de prova a ser comprimido, também influi na direção de processamento que pode ficar desalinhada em relação ao eixo de processamento.

O ensaio de compressão multiaxial cíclica promoveu redução na taxa de encruamento do material recozido e amaciamento no material submetido ao ECAP.

Para ambas as situações estudadas (material recozido e submetido ao ECAP), a compressão após o processamento multiaxial cíclico parece levar à mesma taxa de encruamento do material recozido processado uniaxialmente, porém para tensões menores de escoamento.

Os resultados obtidos indicam que o processamento multiaxial cíclico do material submetido ao ECAP altera seu comportamento típico, ou seja, tende a tornar o material isotrópico.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Estudar o recozimento de recristalização do alumínio submetido a um passe de ECAP, utilizando microscopia eletrônica de transmissão e EBSD (*Electron Backscatter Diffraction*).

Refazer os estudos introduzindo o lixamento após cada passe de compressão multiaxial cíclica para a retiradas do abaulamento.

Realizar a compressão multiaxial cíclica dentro de uma matriz que restrinja as expansões laterais das amostras, inibindo assim a ocorrência do abaulamento.

Refazer o estudo realizando os ensaios de compressão cíclica apenas em duas direções, de forma a aproximar os estudos às técnicas de conformações mecânicas industriais.

Estudar o processamento multiaxial cíclico para amostras processadas por dois e quatro passes de ECAP, de forma a se avaliar as diferentes microestruturas desenvolvidas por deformação severa submetidas a deformação multiaxial cíclica.

ABSTRACT

Metallic materials with ultra-fine grains, obtained by methods of Severe Plastic Deformation (SPD), have high mechanical strength. However, one of the main limitations for the use of these materials is their low ductility. According to recent studies, cyclic deformation of pre-strained metallic materials can promote their softening or hardening, depending on the initial state and processing conditions. One option for increasing the ductility of these materials would thus be subjecting them to cyclic strains. Studies about the behavior of ultra-fine grain materials subjected to low cycle fatigue show that for a few strain cycles the softening can occur after this process. In this work, the behavior of commercial purity aluminum was assessed when it was subjected to cyclic multiaxial processing, after being processed by SPD through Equal Channel Angular Pressing (ECAP). The material was pre-strained in one pressing by ECAP and underwent cyclic multiaxial compression testing with strain increments of 0.075. Due to the strain anisotropy observed in the compression tests it was necessary to develop a technique to perform the cyclic multiaxial compression testing. The results show that the multiaxial processing promotes a reduction of the rate of hardening for the annealed aluminum and a softening of the pre-strained material. In addition, the monotonic compression of the ECAP hardened and cyclically processed material led to a higher hardening rate than for annealed aluminum, at the same strain levels.

Keywords: cyclic deformation, ECAP, aluminum.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 AGUILAR, M. T. P. **Comportamento à Tração de Barras Metálicas Submetidas à Trefilação Prévia em Um Único Passe**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1995. 244p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 2 ALHAJERI, S. N.; GAO, N.; LANGDON, T. G. Hardness homogeneity on longitudinal and transverse sections of an aluminum alloy processed by ECAP. **Materials Science and Engineering: A**, v. 528, n. 10, p. 3833-3890, 2011.
- 3 ARMSTRONG, P. E; HOCKETT, J. E.; SHERBY, O. D. Large strain multidirectional deformation of 1100 aluminum at 33K. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**. v. 30, n. 1/2, p. 37-58, April 1982.
- 4 ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook**. Heat Treating, 10 ed. Ohio: American Society for Metals - ASM international, v. 4, 1991.
- 5 ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook**. Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials. 10 ed. Ohio: American Society for Metals - ASM international, v. 2, 1990.
- 6 BRADY, G. S.; CLAUSER, H. R.; VACCARI, J. A. **Materials Handbook** 15ed. McGraw-Hill, 2002, p. 1244.
- 7 BOCHNIAK, W.; MARSZOWSKI, K.; KORBEL, A. Theoretical and practical aspects of the production of thin-walled tubes by the KOB0 method. **Journal of materials processing technology**, v. 169, n. 1, p. 44-53, 2005.
- 8 CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 5ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos, c2002. 589p.
- 9 CAO, W. Q.; GODFREY, A.; LIU, W.; LIU, Q. EBSD study of the aneling behavior of aluminum deformed by equal channel angular processing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 360, n. 1, p. 420-425, 2003.

- 10 CHINH, N. Q.; HORVÁTH, G.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. A new constitutive relationship for the homogeneous deformation of metals over a wide range of strain. **Acta Materialia**, v. 52, n. 12, p. 3555-3563, 2004.
- 11 CHUNG, K.; WAGONER, R. H. Effect of stress-strain-law transients on formability. **Metallurgical Transactions A**, v. 17, n. 6, p. 1001-1009, 1986.
- 12 COFFIN, L. F.; TAVERNELLI, J. F. The cyclic straining and fatigue of metals. **Trans Metall Soc AIME**, v. 215, p. 794-807, 1959.
- 13 CORRÊA, E. C. S. **Aspectos do Encruamento de Metais Previamente Deformados a Frio**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia UFMG, 2004. 233 p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 14 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, n. 1, p. 282-288, 2003.
- 15 DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1981. 693 p.
- 16 EL-DANAF, E. A.; SOLIMAN, M. S.; ALMAJID, A. A.; EL-RAYES, M. M. Enhancement of mechanical properties and grain size refinement of commercial purity aluminum 1050 processed by ECAP. **Materials Science and Engineering: A**, v. 458, n. 1, p. 226-234, 2007.
- 17 ESTRIN, Y.; VINOGRADOV, A. Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: an overview. **International Journal of Fatigue**, v. 32, n. 6, p. 898-907, 2010.
- 18 FARIA, C. G.; PEDROSA, T. A.; FIGUEIREDO, R. B.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R. Compressive and shearing anisotropy of aluminum after ECAP. **Advanced Materials Research**, v. 1016, p. 100-104, 2014.
- 19 FELTNER, C. E.; LAIRD, C. Cyclic stress-strain response of FCC metals and alloys-I Phenomenological experiments. **Acta Metallurgica**, v. 15, n. 10, p. 1621-1632, 1967.

- 20 FIGUEIREDO, R. B. **Processamento de uma liga PB-4%SB por Extrusão Angular em Canais iguais**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2005. 118p (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- 21 IVANOV, K. V.; NAYDENKIN, E. V. Grain boundary sliding in ultrafine grained aluminum under tension at room temperature. **Scripta Materialia**, v. 66, n. 8, p. 511-514, 2012.
- 22 IWAHASHI, Y.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T. G. Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials. **Scripta Materialia**, V. 35, n. 2, p. 143-146, 1996.
- 23 IWAHASHI, Y.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T. G. The process of grain refinement in Equal-Channel Angular Pressing. **Acta Materialia**, v. 46, n. 9, p. 3317-3331, 1998.
- 24 KAWASAKI, M.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Microstructural evolution in high purity aluminum processed by ECAP. **Materials Science and Engineering: A**, v. 524, n. 1, p. 143-150, 2009.
- 25 KAWASAKI, M.; LANGDON, T. G. Principles of superplasticity in ultrafine-grained materials. **Journal of materials science**, v. 42, n. 5, p. 1782-1796, 2007.
- 26 KAWASAKI, M. Different models of hardness evolution in ultrafine-grained materials processed by high-pressure torsion. **Journal of Materials Science**, v. 49, n. 1, p. 18-34, 2014.
- 27 KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B.; LANGDON, T. G. An investigation of hardness homogeneity throughout disks processed by high-pressure torsion. **Acta Materialia** v. 59, n. 1, p. 308–316, 2011.
- 28 LANGDON, T. G. Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement. **Acta Materialia**, v. 61, n. 19, p. 7035–7059, 2013.

- 29 MALEKJANI, S.; HODGSON, P. D.; CIZEK, P.; SABIROV, I.; HILDITCH, T. B. Cyclic deformation response of UFG 2024 Al alloy. **International Journal of Fatigue**, v.33, n. 5, p. 700-709, 2011.
- 30 MALEKJANI, S.; HODGSON, P. D.; STANFORD, N. E.; HILDITCH, T. B. Shear bands evolution in ultrafine-grained aluminium under cyclic loading. **Scripta Materialia**, v. 68, n. 10, p. 821-824, 2013.
- 31 MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical behavior of materials**. Cambridge: Cambridge University Press, 2008.
- 32 NAKASHIMA, K.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T. G. Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains. **Materials Science and Engineering: A**, v. 281, n. 1, p. 82-87, 2000.
- 33 NAKASHIMA, K.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T. G. Influence of channel angle on the development of ultrafine grains in equal-channel angular pressing. **Acta materialia**, v. 46, n. 5, p. 1589-1599, 1998.
- 34 NIENDORF, T.; BÖHNER, A.; HÖPPEL, H. W.; GÖKEN, M.; VALIEV, R. Z.; MAIER, H. J. Comparison of the monotonic and cyclic mechanical properties of ultrafine-grained low carbon steels processed by continuous and conventional equal channel angular pressing. **Materials & Design**, v. 47, p. 138-142, 2013.
- 35 POLAKOWSKI, N. H. Softening of metals during cold-working. **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 169, n. 4, p. 337-346, 1951.
- 36 QIAO, X. G.; STARINK, M. J.; GAO, N. Hardness inhomogeneity and local strengthening mechanisms of an AL 1050 aluminum alloy after one pass of equal channel angular pressing. **Materials Science Engineering: A**, v. 513, p. 52-58, 2009.
- 37 REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982. 776 p.
- 38 SABIROV, I.; MURASHKIN, M. Y.; VALIEV, R. Z. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development. **Materials Science and Engineering: A**, v. 560, p. 1-24, 2013.

- 39 SAITO, Y.; TSUJI, N.; UTSUNOMIYA, H.; SAKAI, T.; HONG, R. G. Ultra fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. **Scripta Materialia** v. 39, n. 9, p. 1221-1227, 1998.
- 40 SAKAI, T.; BELYAKOV, A.; KAIBYSHEV, R.; MIURA, H.; JONAS, J. J. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. **Progress in Materials Science**, v. 60, p. 130-207, 2014.
- 41 SANTOS, M. T. **Processamento do Cobre por EACI**. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2008. 95p (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas)
- 42 VALIEV, R. Z.; ISLAMGALIEV R. K.; ALEXANDROV, I. V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. **Progress in Materials Science**. V. 45, p. 103-189, 2000.
- 43 VALIEV, R. Z.; LANGDON T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. **Progress in Materials Science**. V. 51, p. 881-981, 2006.
- 44 XU, C.; SZÁRAZ, Z.; TROJANOVÁ, Z.; LUKÁČ, P.; LANGDON, T. G. Evaluating plastic anisotropy in two aluminum alloys processed by equal-channel angular pressing. **Materials Science and Engineering: A** V. 497, n. 1, p.206-211, 2008.
- 45 YAMASHITA, A.; YAMAGUCHI, D.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Influence of pressing temperature on microstructural development in equal-channel angular pressing. **Materials Science and Engineering: A**, v. 287, n. 1, p. 100-106, 2000.
- 46 ZANDRAHIMI, M.; PLATIAS, S.; FRICE, D.; BARRETT, D.; BATE, P. S.; ROBERTS, W. T. Effects of changes in strain path on work hardening in cubic metals. **Metallurgical Transactions A**, v. 20, n. 11, p. 2471-2482, 1989.
- 47 ZHU, R.; WU, Y. J.; JI, W. Q.; WANG, J. T. Cyclic softening of ultrafine-grained AZ31 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing. **Materials Letters**, v. 65, n. 23, p. 3593-3596, 2011.

APÊNDICE A

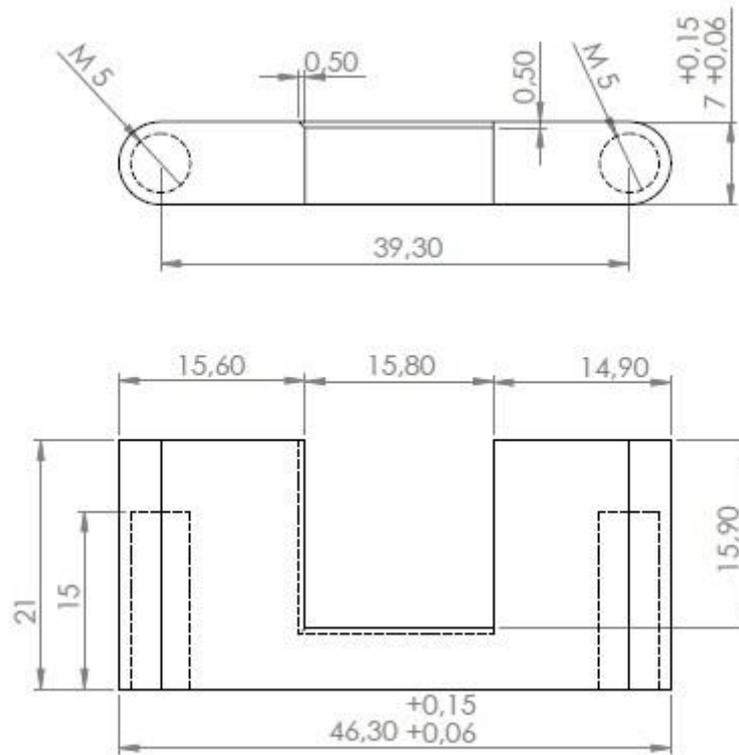


FIGURA A.1 – Inseto do canal da matriz.

APÊNDICE A

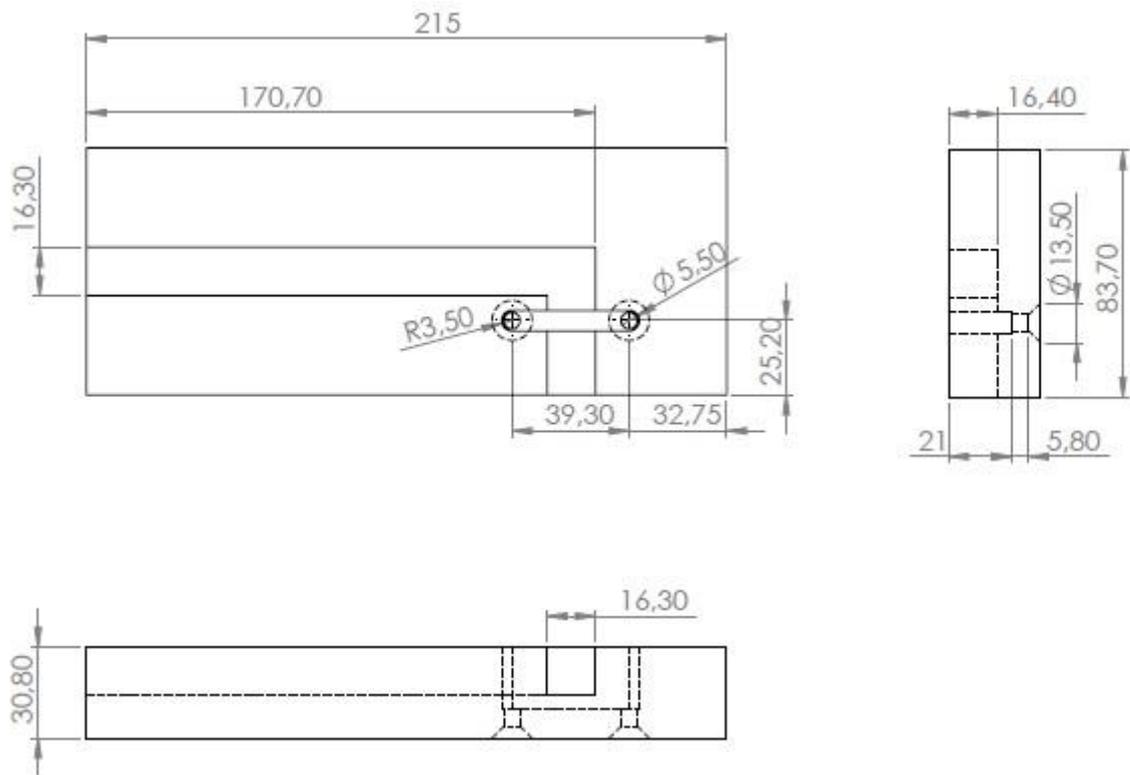


FIGURA A.2 – Canal da matriz com recorte para colocação do inserto.