UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Escola de engenharia

Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Leonardo Mayer Reis

ANÁLISE DO POTENCIAL ESCALONAMENTO DE PROCESSOS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA

Belo Horizonte

2025

Leonardo Mayer Reis

ANÁLISE DO POTENCIAL ESCALONAMENTO DE PROCESSOS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia Física.
Linha de Pesquisa: Conformação Mecânica dos Metais.
Orientador: Roberto Braga Figueiredo.

Belo Horizonte
2025

Reis, Leonardo Mayer.
R375a Análise do potencial escalonamento de processos de deformação plástica severa [recurso eletrônico] / Leonardo Mayer Reis. -2025.
1 rccurso online (159 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Roberto Braga Figueiredo.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Inclui bibliografia.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Metais - Deformação - Teses. 4. Laminação (Metalurgia) - Teses. 5. Método dos elementos finitos - Teses. 6. Torção - Teses. I. Figueiredo, Roberto Braga. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

CDU: 669(043)

Ficha catalográfica elaborada pelo bibliotecário Reginaldo Cesar Vital dos Santos CRB/6 2165
Biblioteca Prof. Mário Werneck, Escola de Engenharia da UFMG

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ENGENHARIA - COLEGIADO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA MATERIAIS E DE MINAS - SECRETARIA

ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO/TESE

Às 17 horas do dia 15 (quinze) de maio de 2025, Sala 2240 - Bloco II , realizou-se a sessão pública para a defesa da Tese do aluno **Leonardo Mayer Reis**, para a obtenção do grau de Doutor em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, na área de concentração de Metalurgia Física e de Transformação. O presidente da sessão, Prof. Roberto Braga Figueiredo, orientador do aluno, apresentou a comissão examinadora, composta pelos seguintes membros: Prof. Alisson Duarte da Silva, Dr. (UFMG), Profª Dayana Cristina Silva Garcia, Drª. (UFMG), Profª Nayara Aparecida Neres da Silva, Drª. (UFOP), Profª Paula Cibely Alves Flausino, Drª. (UFOP). Em seguida, o candidato fez a apresentação do trabalho que constitui sua Tese de Doutorado, intitulada: **"Análise do Potencial Escalonamento de Processos de Deformação Plástica Severa"**. Após a apresentação, os examinadores procederam à arguição do candidato. Concluída essa etapa, a comissão reuniu-se em caráter reservado, sem a presença do candidato e do público, e decidiu por **APROVAR** a Tese de Doutorado. O resultado final foi comunicado publicamente ao candidato pelo presidente da sessão. Não havendo mais nada a tratar, o presidente encerrou a sessão e lavrou a presente ata, que, após lida, foi assinada pelos membros da comissão examinadora e pelo coordenador do Programa

Belo Horizonte, 15 de maio de 2025.

Assinatura dos membros da banca examinadora:

Documento assinado eletronicamente por **Roberto Braga Figueiredo**, **Professor Titular-Livre Magistério Superior**, em 26/05/2025, às 12:51, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.

Documento assinado eletronicamente por **Paula Cibely Alves Flausino**, **Usuária Externa**, em 26/05/2025, às 13:41, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.

Documento assinado eletronicamente por **Nayara Aparecida Neres da Silva**, **Usuária Externa**, em 26/05/2025, às 13:50, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.

Documento assinado eletronicamente por **Dayana Cristina Silva Garcia**, **Servidor(a)**, em 02/06/2025, às 16:49, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.

Documento assinado eletronicamente por **Alisson Duarte da Silva**, **Professor do Magistério**

Superior, em 01/07/2025, às 04:51, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.

Documento assinado eletronicamente por **Eduardo Henrique Martins Nunes**, **Professor do Magistério Superior**, em 10/07/2025, às 09:54, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020.

A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **4236205** e o código CRC **6BEE1F1D**.

RESUMO

Os processos de deformação plástica severa (DPS) são capazes de alterar a microestrutura dos materiais metálicos, permitindo a obtenção de propriedades mecânicas diferenciadas, como o aumento do limite de resistência à tração. No entanto, ainda existem lacunas a serem superadas para viabilizar industrialmente os produtos conformados por esses processos. Nesse âmbito, torna-se necessário analisar a capacidade de aumento de escala dessas técnicas, preservando a homogeneidade microestrutural, bem como estudar uma metodologia que permita mensurar adequadamente a deformação de espécimes provenientes de DPS, incluindo os do tipo sub-size, quando submetidos a ensaios de tração. A presente tese investiga o aumento das dimensões dos produtos conformados por DPS, considerando os processos de laminação angular contínua (CARP), torção sob elevada pressão (HPT) e a adesão por laminação acumulativa (ARB). Nos processos CARP e ARB, a análise abrange estratégias contínuas de conformação, enquanto no HPT avalia-se a viabilidade de ampliação das amostras produzidas. Os métodos CARP e HPT foram investigados por meio de simulações com o programa comercial de elementos finitos QForm e por análises experimentais complementares. Para o ARB, o estudo envolveu a produção efetiva de chapas. Por fim, estudou-se o potencial da extensometria óptica associada à correlação digital de imagens (DIC) na quantificação da deformação em ensaios de tração. As simulações indicaram que, no CARP, o aumento do coeficiente de atrito entre a chapa e as matrizes amplia significativamente a demanda de torque e o consumo de energia. Além disso, o aumento da velocidade de processamento para $\sim 50\ \mathrm{mm/s}$ aproxima a temperatura da chapa da condição de aquecimento adiabático. Para o HPT, as simulações e os dados experimentais indicam que a distribuição de deformação na região das bordas das amostras se torna mais homogênea à medida que se amplia a razão de aspecto. O ARB apresentou uma energia incorporada por deformação unitária de $\sim 40\ \mathrm{kJ/kg}$, inferior aos $\sim 100\ \mathrm{kJ/kg}$ e $\sim 420\ \mathrm{kJ/kg}$ verificados para os processos HPT e CARP, respectivamente. A extensometria óptica associada à DIC, se mostrou útil na determinação do campo de deformação na região útil e na obtenção da curva tensão por deformação verdadeira de espécimes submetidos a ensaios de tração.

Palavras-chaves: deformação plástica severa; processo de laminação angular contínua; torção sob elevada pressão; adesão por laminação acumulativa; método dos elementos finitos; extensometria óptica; correlação digital de imagens.

ABSTRACT

Severe plastic deformation (SPD) processes are capable of altering the microstructure of metallic materials, enabling the achievement of enhanced mechanical properties, such as increased tensile strength. However, there are still challenges to be addressed in order to enable the industrial application of products formed by these processes. In this context, it is necessary to analyze the scalability of these techniques while preserving microstructural homogeneity, as well as to develop a methodology capable of accurately measuring the strain in SPD processed specimens, including sub-size samples, when subjected to tensile testing. This thesis investigates the scaling-up of SPD-processed products through the analysis of continuous angular rolling process (CARP), high-pressure torsion (HPT), and accumulative roll bonding (ARB). In the CARP and ARB processes, the focus is on continuous forming strategies, whereas in HPT, the feasibility of increasing the sample dimensions is evaluated. The CARP and HPT methods were studied through simulations using the commercial finite element software QForm, complemented by experimental analyses. For the ARB process, the study involved the actual production of sheets. Finally, the potential of optical extensometry combined with digital image correlation (DIC) was evaluated for strain quantification in tensile tests. Simulations indicated that in CARP, increasing the friction coefficient between the sheet and the dies significantly raises the torque requirement and energy consumption. Additionally, increasing the processing speed to $\sim 50\ mm/s$ brings the sheet temperature closer to adiabatic heating conditions. For HPT, simulations and experimental data showed that the strain distribution at the sample edges becomes more homogeneous as the aspect ratio increases. The ARB process presented a specific energy input per unit strain of $\sim 40\ kJ/kg$, lower than the $\sim 100\ kJ/kg$ and $\sim 420\ kJ/kg$ observed for HPT and CARP, respectively. Optical extensometry combined with DIC proved to be effective in determining the strain field in the gauge region and in obtaining true stress–strain curves from specimens subjected to tensile testing.

Keywords: severe plastic deformation; continuous angular rolling process; high-pressure torsion; accumulative roll bonding; finite element method; optical extensometry; digital image correlation.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – ImagensOIM de Al 99,99%; a) condição inicial não processada, b) após ECAP 1 passe, c) 2 passes, d) 3 passes, e) 4 passes, f) 8 passes e g) e 12 passes 22
Figura 3.2 – Comparação do tamanho médio de grão para o Cu 99,99 peso% de pureza 23
Figura 3.3 – Mapas de EBSD de amostras de Al 1100 processadas por ARB. a) como recebido, b) 1 passe, c) 3 passes d) 5 passes e e) 7 passes. Contornos de grão de alto ângulo representados em linhas pretas e contornos de grão de baixo ângulo em linhas cinzas..... 24
Figura 3.4 – Curvas $\sigma\ x\ \varepsilon$ para o Fe com diferentes níveis de pureza após processamento por HPT sob diferentes condições de temperatura e número de voltas. Ensaios realizados sob $\varepsilon = 3{,}3\ x\ 10-3\ s-1$..... 25
Figura 3.5 – Curvas tensão por deformação de engenharia para o CuOF, com pureza $> 99{,}95\%$, processando por ECAP $\varepsilon \sim 0{,}76$ em temperatura ambiente. Para ε: a) $1{,}0\ x\ 10-2\ s-1$, b) $1{,}0\ x\ 10-3\ s-1$ e c) $1{,}0\ x\ 10-4\ s-1$ 26
Figura 3.6 – a) Modelo esquemático do ECAP, b) Detalhe na distorção experimentada pelos elementos tetraédricos 29
Figura 3.7 – Aparência típica das amostras processadas por ECAP com três diâmetros usados na investigação. Corpos de prova com diâmetro e comprimento de: $\emptyset\ 6\ x \sim 50\ mm$, $\emptyset\ 10\ x \sim 60\ mm$ e $\emptyset\ 40\ x \sim 100\ mm$..... 31
Figura 3.8 – Microestruturas obtida por MET de Al 1100 após o 6° passe de ECAP $\varepsilon \sim 6$, com matriz de $\phi = 90°$ e $\psi \sim 45°$ e em condição de temperatura ambiente 31
Figura 3.9 – Duas amostras de OFHC-Cu, 99,99 %, processadas via ECAP, com $\varepsilon \sim 1{,}1$ por passe 32
Figura 3.10 – Distribuição de dureza no plano longitudinal para duas amostras com dimensões distintas $15x15x120\ mm3$ e $50x50x300\ mm3$ e duas condições de passes..... 32
Figura 3.11 – Esquema da configuração para o ECAP - *Conform*..... 37
Figura 3.12 – Amostra de alumínio retirada de dentro do processo de ECAP-*Conform* 38
Figura 3.13 – Campo de deformação plástica efetiva, via FEM, para $\phi = 90°$: a) $\psi = 0°$, b) $\psi = 22°$, c) $\psi = 60°$ e d) $\psi = 90°$, sem atrito. Material Cu Puro 99,98 % em massa 43
Figura 3.14 – Análise FEM do sistema SRAR para o Cu 99,99 %: a) distribuição da εeq, nas regiões de 1 a 3, b) εeq induzida em cada região de deformação..... 45
Figura 3.15 – Modelo esquemático dos tipos de HPT a) *unconstrained* HPT, b) *fully constrained* HPT, c) *quasi-constrained* HPT 46

Figura 3.16 – Discos de Al processado por HPT sob 6 GPa de pressão para diferentes números de voltas 47
Figura 3.17 – Perfil característico da borda de um disco processado por HPT. a) Detalhe da borda indicando as regiões de medição de microdureza ao longo do plano central. b) Esquema ilustrativo indicando o aumento constante da deformação cisalhante na seção I e com aumento elevado de deformação na seção II. c) Distribuição da deformação cisalhante após 10 voltas. d) distribuição de microdureza ao longo das seções I e II 49
Figura 3.18 – Microestrutura da seção central do disco de Al-Mg-Sc processado por HPT para 1 GPa, $N = 1$ e 1 rpm 51
Figura 3.19 – Campo de microdureza *Vickers* para a seção central do disco de Al-Mg-Sc processado por HPT para 1 GPa, $N = 1$ e 1 rpm 51
Figura 3.20 – Seções transversais dos discos de Cu processados por HPT, $N = 5$ 52
Figura 3.21 – Distribuição axial de dureza ao longo da espessura dos discos médio e grande em três seções transversais das amostras 53
Figura 3.22 – Dados de microdureza de amostras em formato de disco e anelar de Al-*3%* Mg – *0,2%* Sc, plotados em relação a deformação equivalente 54
Figura 3.23 – Amostras em formato de disco e anelar de Al-*3%* Mg – *0,2%* Sc 55
Figura 3.24 – Esquema do processo HPTE 58
Figura 3.25 – Micrografia das amostras deformadas, onde as áreas deformadas permanecem menos atacadas em comparação com a região não deformada. a) Amostra após uma etapa de deformação, b) Segunda amostra após nove passes de deformação 59
Figura 3.26 – a) Campos de deformação em diferentes estágios do processamento, b) Deformação efetiva nos planos superior e médio com as curvas teóricas 60
Figura 3.27 – εeq para o Cu comercial puro 99,98 $wt\%$ para três amostras com diferentes espessuras. Nessa figura, D corresponde a profundidade das matrizes 61
Figura 3.28 – Representação do processo de *accumulative roll-bonding* 63
Figura 3.29 – Corpos de prova reportados na literatura de DPS em trabalhos envolvendo ECAP 70
Figura 3.30 – Corpos de prova reportados na literatura de DPS em trabalhos envolvendo ECAP 71
Figura 3.31 – Corpos de prova reportados na literatura de DPS em trabalhos envolvendo HPT 72
Figura 3.32 – Corpos de prova reportados na literatura de DPS em trabalhos envolvendo HPT 72

Figura 3.33 – Corpos de prova reportados na literatura de DPS em trabalhos envolvendo ARB 73
Figura 3.34 – Esquema do sistema *DIC-2D* aplicado a um ensaio de tração 75
Figura 3.35 – Campos de deformação de um corpo de prova de Al submetido a tração. Campos obtidos com o programa *NCORR* 77
Figura 3.36 – Campos de deformação de um corpo de prova de Al submetido a tração detalhando a região de estricção. Campos obtidos com o programa *NCORR* 77
Figura 4.1 – a) sistemaCARP com a matriz rotor fora da matriz externa. b) Configuração da matriz na região onde ocorre a transição de direção do canal no ângulo de $135°$ 80
Figura 4.2 – Sequência mostrando o processamento de uma chapa de Cu por CARP 81
Figura 4.3 – Esquema 3D do sistema CARP utilizado no modelo FEM 82
Figura 4.4 – Curvas $\sigma\ x\ \varepsilon$ para as diferentes condições dos materiais considerados nas simulações do sistema CARP 83
Figura 4.5 – Vista em corte das matrizes do sistema HPT 85
Figura 4.6 – a) Ilustração do processo, b) amostra na condição inicial, c) amostra após processamento por HPT e d) variáveis do modelo no sistema HPT 85
Figura 4.7 – Curvas $\sigma\ x\ \varepsilon$ aplicadas nas simulações do sistema HPT 86
Figura 4.8 – Laminador presente no laboratório de conformação mecânica do departamento de Engenharia metalúrgica e de materiais da UFMG 88
Figura 4.9 – Preparação do corpo de prova para a extensometria óptica. a) corpo de prova, b) corpo de prova após pintura na cor branca e c) corpo de prova com os pontos dispersos na cor preta 90
Figura 5.1 – Distribuição da deformação plástica, ε, para a chapa de Cu durante o CARP para diferentes velocidades de processamento e coeficientes de atrito, na análise FEM 92
Figura 5.2 – a) Distribuição da taxa de deformação, ε e da b) tensão efetiva, σef, para o Cu durante o CARP com diferentes velocidades de processamento, na análise FEM 94
Figura 5.3 – Distribuição da tensão média, σ, para a chapa de Cu durante o processamento CARP para diferentes velocidades e coeficientes de atrito de processamento, na análise FEM. Os destaques apresentam a região de tensão máxima para cada condição de processamento . 95
Figura 5.4 – Distribuição de temperatura, T, para a chapa de Cu durante o processamento CARP para diferentes velocidades e coeficientes de atrito de processamento, na análise FEM 96
Figura 5.5 – a) Chapa de Cu processada por CARP com as posições de medições de dureza e microestrutura, b) mapa de dureza do plano de medida mostrado em a), c) microestrutura OM

obtida nas posições indicadas em a), d) imagem microestrutural OIM obtida no plano mostrado em a) 97
Figura 5.6 – Campos de distribuição de a) deformação plástica efetiva, ε, b) taxa de deformação, ε, c) tensão efetiva, σef, d) temperatura, T e e) tensão média, σ durante o processamento CARP de chapas de aço inoxidável nas condições recozido e endurecido. Os detalhes em e) mostram detalhes na região de maior tensão média 101
Figura 5.7 – Distribuição da tensão efetiva, σef, nas ferramentas do sistema CARP durante o processamento do Cu a $\sim 5\ mm/s$ para diferentes coeficientes de atrito e para o aço inoxidável encruado processado a $\sim 53\ mm/s$ e coeficiente de atrito de $0{,}05$ 105
Figura 5.8 – Volume das amostras do presente trabalho analisadas via simulação e experimentos, bem como dados da literatura, presentes na Tabela 3 em função da RA 107
Figura 5.9 – Distribuição da deformação plástica, ε, ao longo da seção transversal das amostras com diferentes dimensões processadas por HPT. Note a diferença na barra de escala para cada amostra 110
Figura 5.10 – Distribuição da taxa de deformação, ε, ao longo da seção transversal das amostras com diferentes dimensões processadas por HPT. Note a diferença na barra de escala para cada amostra 111
Figura 5.11 – Distribuição da tensão de fluxo após uma volta de processamento via HPT de amostras com diferentes dimensões. Note a diferença na barra de escala para cada amostra 112
Figura 5.12 – Distribuição da tensão de fluxo do Cu processado em 1 volta de HPT, em função da distância em relação ao centro do disco. Dados de distribuição de dureza em discos de Cu obtidos da literatura que foram transformados usando a lei de *Tabor's* para comparação 113
Figura 5.13 – Distribuição de temperatura do Cu processado em 1 volta de HPT para amostras com diferentes dimensões. Note a diferença na barra de escala para cada amostra..... 114
Figura 5.14 – Zona de deformação em disco com $72\ mm$ de diâmetro e $12\ mm$ de espessura considerando diferentes coeficientes de atrito e pressão de processamento 116
Figura 5.15 – Distribuição da taxa de deformação, ε, deformação plástica, ε e de tensão de fluxo em amostras anelares processadas na condição de $2\ GPa$ e $N = 1$ 117
Figura 5.16 – Curvas de torque em função do ângulo de rotação obtidas via simulação para as amostras com diferentes diâmetros, D, e espessura, h. Os dados experimentais para comparação foram obtidos da literatura (EDALATI *et al.*, 2013; WETSCHER *et al.*, 2005)..... 118
Figura 5.17 – Amostras de Mg com diferentes diâmetros e espessuras processadas por HPT 119

Figura 5.18 – Distribuição da sensibilidade a taxa de deformação próxima as extremidades dos discos com diferentes diâmetros e espessuras processadas por HPT 120
Figura 5.19 – Distribuição da sensibilidade a taxa de deformação nas extremidades dos discos com 10 mm de diâmetro, 2 mm de espessura processadas por HPT com diferentes quantidades de voltas 120
Figura 5.20 – Amostras processadas por ARB 124
Figura 5.21 – Curvas tensão x deformação de engenharia obtidas para corpos de prova de alumínio em sua condição recozida e após 8 passes de ARB 126
Figura 5.22 – Imagem microestrutural do alumínio processado após 8 passes obtida via MET† 126
Figura 5.23 – Imagens obtidas pelo microscópio óptico *Dino-lit*e. a) Imagem original, b) e c) Imagens contendo a sobreposição dos campos de deformação 130
Figura 5.24 – Curvas tensão x deformação de engenharia obtidas a partir dos dados de deslocamento do cabeçote da máquina, de extensometria eletrônica e de extensometria óptica 131
Figura 5.25 – Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira para o Al 1200 estimada por extensometria óptica 132
Figura 5.26 – Curvas tensão x deformação de engenharia obtidas por dados de deslocamento do cabeçote da máquina e extensometria óptica 133
Figura 5.27 – Imagens obtidas pelo microscópio óptico *Dino-lit*e com sobreposição do campo de deformação 134
Figura 5.28 – Fotografias do corpo de prova proveniente de amostras *sub-size* capturadas com diferentes tipos de câmeras. a) câmera USB e b) câmera DSLR 135

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Literatura com algumas variações do processo tradicional de ECAP 34
Tabela 2 – Literatura de tecnologias para processamento continuo utilizando o ECAP..... 39
Tabela 3 – Literatura referente ao escalonamento de amostras processadas por HPT..... 56
Tabela 4 – Literatura referente ao ARB destacando a redução na microestrutura e o aumento no LRT..... 65
Tabela 5 – Literatura no campo da DPS com dimensões de corpos de prova para tração 68
Tabela 6 – Valores de condutividade térmica, do coeficiente de expansão térmica, do coeficiente de calor específico, do módulo de elasticidade e do coeficiente de *Poisson* 83
Tabela 7 – Condições analisadas via simulação do processamento CARP..... 84
Tabela 8 – Condições analisadas via simulação do sistema HPT 87
Tabela 9 – Resumo da mudança na dureza e no tamanho médio final de grão obtido para o Cu puro para diferentes processos contínuos de DPS 99
Tabela 10 – Resumo dos dados de temperatura máxima, $Tmax$, do torque médio, τ, da potência, P, (para uma chapa de com $100\ mm$ de largura) e energia incorporada, $EInc$, para o Cu puro processado sob diferentes coeficientes de atrito, m e velocidades, v, para o aço inoxidável recozido e encruado 102
Tabela 11 – Resumos dos resultados das simulações, volume, V, carga axial, FA, utilizada para manter uma pressão nominal de $2\ GPa$, torque, τ, deformação plástica (*Von Mises*), ε, no raio de $0{,}7\ R$ depois de uma volta de HPT e a energia incorporada, $EInc$, para alcançar $\varepsilon = 20$ em $0{,}7\ R$, para amostras com diferentes diâmetros, D, e espessura, h..... 108
Tabela 12 – Dimensões das chapas processadas por ARB e o $N°$ total de passes 125
Tabela 13 – Resultados estimados da εef em cada passe e acumulada, a tensão média, σm, a carga no cilindro de laminação, F, o torque, τ, a potência, P e a energia incorporada, $EInc$. Al processado via ARB 128
Tabela 14 – Resultados estimados da εef em cada passe e acumulada, a tensão média, σm, a carga no cilindro de laminação, F, o torque, τ, a potência, P e a energia incorporada, $EInc$. Cu processado via ARB 129

LISTA DE ABREVIATURAS

ARB – *Accumulative Roll-Bonding*

CARP – *Continuous Angular Rolling Process*

CASD – Deformação cisalhante no canal angular

CSD – Deformação cisalhante circunferencial

C2S2 – *Continuous Confined Strip Shearing*

DDZ – *Deformation dead zone*

DIC – *Digital Image Correlation*

DPS – Deformação Plástica Severa

EBSD – *Electron back scatter diffraction* – Difração de Elétrons Retroespalhados

ECAP – *Equal Channel Angular Pressing*

ECAR – *Equal Channel Angular Rolling*

FEM – *Finite Element Method*

HB – Dureza Brinell

HPT – *High Pressure Torsion*

HPTE – *High Pressure Torsion Extrusion*

IHPT – *Incremental High-Pressure Torsion*

I-ECAP – *Incremental Equal Channel Angular Pressing*

MET – Microscopia Eletrônica de Transmissão

ND – Direção normal

NS – *Nanostructured*

OIM – *Orientation imaging microscopy*

OM – *Optical microscopy*

OFHC – Alta condutividade e livre de oxigênio

RD – Direção de laminação

Rev – Revoluções

ROI – Região de interesse

SIHPT – *Step Incremental High-Pressure Torsion*

SPD – *Severe Plastic Deformation*

SRAR – *Single-Roll Angular-Rolling*

SRD-ECAP – *Single Roll Drive Equal Channel Angular Pressing*

UFG – *Ultrafine-grained materials*

VD – Volumétrica

2D – Bidimensional

3D – Tridimensional

LISTA DE SÍMBOLOS

D – Diâmetro ou profundidade das matrizes

d_e – Diâmetro externo do anel

d_i – Diâmetro interno do anel

E_{Inc} – Energia incorporada

E_{Inc}^{Disco} – Energia incorporada para amostra em formato de disco

F_A – Carga axial

F_a – Força de atrito

F_y – Força de limite de escoamento

h – Espessura

$\bar{h}$ – Média aritmética das espessuras inicial e final

h_c – Espessura constante

K – Coeficiente de resistência

L – Comprimento do raio de contato

m – Sensibilidade a taxa de deformação

$\dot{m}$ – Taxa de produção do processo de conformação

N – Número de voltas

n – Coeficiente de encruamento

$P_{Conform}$ – Pressão do processo de conformação

P – Potência

R, r – Raio

RA – Razão de aspecto

$R_{t\ constante}$ – Raio máximo na qual a espessura é constante no HPT

R_{max} – Valor máximo do raio da amostra

$R_{h\ constante}$ – Valor máximo do raio no qual a espessura é constante

V – Volume

v – Velocidade

w – Largura

ε – Deformação

ε_{eq} – Deformação equivalente

$\dot{\varepsilon}$ – Taxa de deformação

Ψ – Ângulos de intersecção interno do canal

ϕ – Ângulo de curvatura externo do canal

ρ – Densidade

γ – Deformação cisalhante

μ – Coeficiente de atrito

τ – Torque

ω – Velocidade angular

σ_m – Tensão de fluxo média

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO 18

2. OBJETIVOS 20

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 21

3.1 Deformação plástica severa (DPS) 21

3.2 *Equal-Channel Angular Pressing* (ECAP) 29

3.3 *High-Pressure Torsion* (HPT) 45

3.4 *Accumulative Roll-Bonding* (ARB) 62

3.5 Avaliação das propriedades mecânicas em amostras *"sub-size"* 67

4. METODOLOGIA 79

4.1 Definição do escopo da pesquisa 79

4.2 Processamento por CARP 79

4.3 Processamento por HPT 84

4.4 Processamento por ARB 88

4.5 Extensometria óptica 89

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES 92

5.1 Processamento por CARP 92

5.2 Processamento por HPT 106

5.3 Processamento por ARB 124

5.4 Extensometria óptica 130

6. CONSIDERAÇÕES FINAIS 136

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 139

1 INTRODUÇÃO

Há uma demanda constante por melhorias nas propriedades dos materiais metálicos, sendo o refinamento do tamanho de grão uma das abordagens mais promissoras. Nesse âmbito, existem técnicas capazes de alcançar grãos ultrafinos, com diâmetro médio inferior a $1\ \mu m$, no entanto, esses processos geralmente estão disponíveis em escala laboratorial. De modo geral, eles podem ser classificados em dois grupos: o primeiro, intitulado como *bottom up*, no qual o material é construído pela adição de átomos individuais, moléculas ou consolidação de grupos de nanopartículas, e o segundo grupo, denominado *top-down*, no qual materiais com escalas macroscópicas, da ordem de ao menos alguns milímetros, e com estrutura de grãos grosseiros, superiores a $10\ \mu m$, são processados mecanicamente para reduzir a microestrutura (GUBICZA, 2017; VALIEV; LANGDON, 2006).

Dentro da categoria *top-down*, destaca-se a deformação plástica severa *Severe Plastic Deformation* (DPS). Basicamente, neste tipo de processamento, os defeitos introduzidos na microestrutura pela deformação plástica são responsáveis pelo aumento da quantidade de contornos de grão e, consequentemente, pelo seu refino. Entre os processos de DPS mais bem estabelecidos na literatura cientifica estão o *Equal Channel Angular Pressing* (ECAP), o *High Pressure Torsion* (HPT) e o *Accumulative Roll-Bonding* (ARB) (GUBICZA, 2017).

Em linhas gerais, o processo de ECAP consiste em forçar um tarugo por um canal fechado, onde o material é submetido a uma mudança de direção em seu escoamento, resultando em elevados níveis de deformação por cisalhamento. No entanto, uma limitação desse método é a produção descontínua, ou discreta, que, além de muito laboriosa, geralmente resulta em tarugos com dimensões reduzidas, na ordem de $80\ mm$ de comprimento por $100\ mm^2$ de seção transversal. Além disso, faz-se necessário o uso de punções e matrizes consideravelmente resistentes para evitar a ocorrência de flambagem ou quebra durante o processamento. O método denominado como: *Continuous Angular Rolling Process* (CARP), é uma alternativa de processo contínuo para o ECAP (HABIBI *et al.*, 2011; SEGAL, 1995).

Na tecnologia do HPT, também se utiliza a deformação por cisalhamento para introduzir elevadas deformações efetivas no material. O processo envolve a aplicação simultânea de esforços de compressão e de torção ao longo do eixo do espécime. Assim, uma característica dessa técnica é a elevada carga necessária para manter o material sob compressão, o que

tradicionalmente a limita à produção de discos com diâmetro de $10\,mm$ e espessura de $\sim 1\,mm$. No entanto, estudos recentes têm investigado a viabilidade de se aumentar as dimensões desses discos, ampliando as possibilidades de aplicação desses produtos conformados por HPT (HOHENWARTER *et al.*, 2009; HOHENWARTER; PIPPAN, 2019).

O método de ARB, por sua vez, destaca-se entre os processos de DPS contínuos, principalmente por sua capacidade de aproveitar a infraestrutura existente dos processos convencionais de laminação. Nesse método, a conformação ocorre por meio da laminação de duas ou mais chapas sobrepostas, com reduções de espessura na ordem de $50\,\%$ ou mais. Durante o processo, as chapas não apenas sofrem deformação, mas também aderem umas às outras, formando uma única peça. Após a laminação, a chapa resultante pode ser cortada ao longo de seu comprimento e empilhada novamente para o próximo passe de ARB. Contudo, a preparação das superfícies das chapas deve ser cuidadosamente analisada, pois pode influenciar tanto na produtividade do processo quanto na adesão efetiva entre as chapas (JAMAATI; TOROGHINEJAD, 2011; SAITO *et al.*, 1999; YAN *et al.*, 2017).

Todavia, existe outro problema associado ao uso de materiais provenientes dos processos de DPS que é a avaliação eficaz das propriedades mecânicas tendo em vista que as amostras laboratoriais possuem dimensões reduzidas. Assim, torna-se necessário desenvolver uma metodologia que permita mensurar corretamente as características dos corpos de prova oriundos dessas amostras, especialmente as *sub-size*. Nesse campo, o uso da extensometria óptica associada à correlação digital de imagens, DIC, surge como uma alternativa promissora. Essa técnica destaca-se devido à disponibilidade de programas de código aberto e câmeras digitais de custo acessível, viabilizando sua aplicação em pesquisas científicas e no mercado industrial (FIGUEIREDO; LANGDON, 2009; HARILAL, 2014; ZHAO *et al.*, 2009).

Portanto, a presente pesquisa busca analisar a viabilidade do aumento das dimensões dos produtos conformados por tecnologias de DPS, investigando as características de interesse. Além disso, este estudo explora a aplicação da extensometria óptica via DIC como ferramenta para mensurar adequadamente a deformação de corpos de prova submetidos a ensaios de tração, em especial os provenientes de amostras *sub-size*. Assim, os resultados obtidos poderão trazer novas perspectivas e avanços na área de produção de materiais metálicos por meio dessas técnicas.

2 OBJETIVOS

A presente tese tem como objetivo analisar dois desafios para o desenvolvimento de processos de deformação plástica severa em escala industrial e, consequentemente, para a comercialização de seus produtos conformados. O primeiro obstáculo consiste em analisar a viabilidade de ampliação das dimensões geométricas dos produtos obtidos por DPS, associada ao aumento da produtividade desses processos. Nesse contexto, a tese analisa três técnicas de DPS: o processo de laminação angular contínua, denominado *Continuous Angular Rolling Process* (CARP), o processo de torção sob elevada pressão *High-Pressure Torsion* (HPT) e a adesão por laminação acumulativa, *Accumulative Roll-Bonding* (ARB). O segundo desafio está relacionado à ausência de padronização para os ensaios de tração, o que influencia na medição e comparação mais assertiva das propriedades mecânicas desses materiais. Assim, propõe-se uma forma para a avaliação das propriedades mecânicas por meio da extensometria óptica associada à correlação digital de imagens, com o objetivo de mensurar corretamente a deformação de corpos de prova, inclusive daqueles oriundos de amostras *sub-size*, submetidos a ensaios de tração.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Deformação plástica severa (DPS)

Existe uma gama de processos de fabricação caracterizados por produzir transformações físicas e/ou químicas nos materiais. Dentro do escopo da manufatura, destaca-se o subgrupo da conformação, no qual as alterações físicas são obtidas por meio de solicitações mecânicas, associadas ou não à aplicação de calor. Assim, a conformação engloba processos capazes de promover mudanças de forma, bem como alterações nas propriedades metalúrgicas e mecânicas dos materiais (GROOVER, 2014; HELMAN; CETLIN, 2005).

Nesse contexto, é relevante compreender as particularidades que distinguem os processos de DPS dos métodos de conformação volumétrica já consolidados industrialmente. Entre essas particularidades, destacam-se os elevados níveis de deformação plástica total impostos sem alterações significativas na seção transversal do material, bem como as altas tensões hidrostáticas, que minimizam o surgimento e a propagação de trincas. Como descrito por Dieter (1981), as tensões hidrostáticas compressivas permitem o fechamento de poros e de separações nas interfaces, além de não exercerem tensões cisalhantes. Desse modo, reduz-se a possibilidade de propagação de trincas e a ocorrência de fratura durante o processamento.

A introdução de elevados níveis de deformação plástica permite alcançar microestruturas na escala de $\sim 1\ \mu m$ até $100\ nm$, denominadas *ultrafine-grained* (UFG), ou até mesmo inferiores a $100\ nm$, denominadas *nanostructured* (NS). Em síntese, durante a deformação plástica severa ocorre um aumento na densidade de discordâncias presentes no material, as quais se movimentam e se organizam em estruturas conhecidas como contornos de grão de baixo ângulo, caracterizados por pequenas desorientações entre si. À medida que a deformação plástica é severa, ou seja, intensa, a introdução contínua de discordâncias leva à sua progressiva reorganização. Processo que favorece o aumento da desorientação entre os subgrãos, resultando na transformação dos contornos de baixo ângulo em contornos de grão de alto ângulo e, consequentemente, promovendo o refino microestrutural (BI *et al.*, 2008; ZHU; LANGDON, 2004).

Um exemplo ilustrativo da evolução microestrutural em um processo de DPS é apresentado na Figura 3.1, referente a uma amostra de Al submetida a ECAP. Nesse caso, os contornos de baixo ângulo são representados em preto e tem desorientação entre $2°$ e $15°$, enquanto os

contornos de alto ângulo, com desorientação superior a 15°, são mostrados vermelho. Na Figura 3.1 a), observa-se a estrutura inicial do Al não processado, cujo tamanho médio de grão é de $\sim 1\,mm$. Após o 1° passe, Figura 3.1 b), a microestrutura evolui para células ou subgrãos alongados, paralelos e predominantemente separados por contornos de baixo ângulo. Medições indicam que o tamanho médio dos grãos na direção axial é reduzido para $\sim 2{,}9\,\mu m$, enquanto na direção do comprimento é reduzido para $\sim 10{,}1\,\mu m$. Isso representa uma redução de $\sim 99\,\%$ no tamanho dos grãos na direção do comprimento com apenas um único passe.

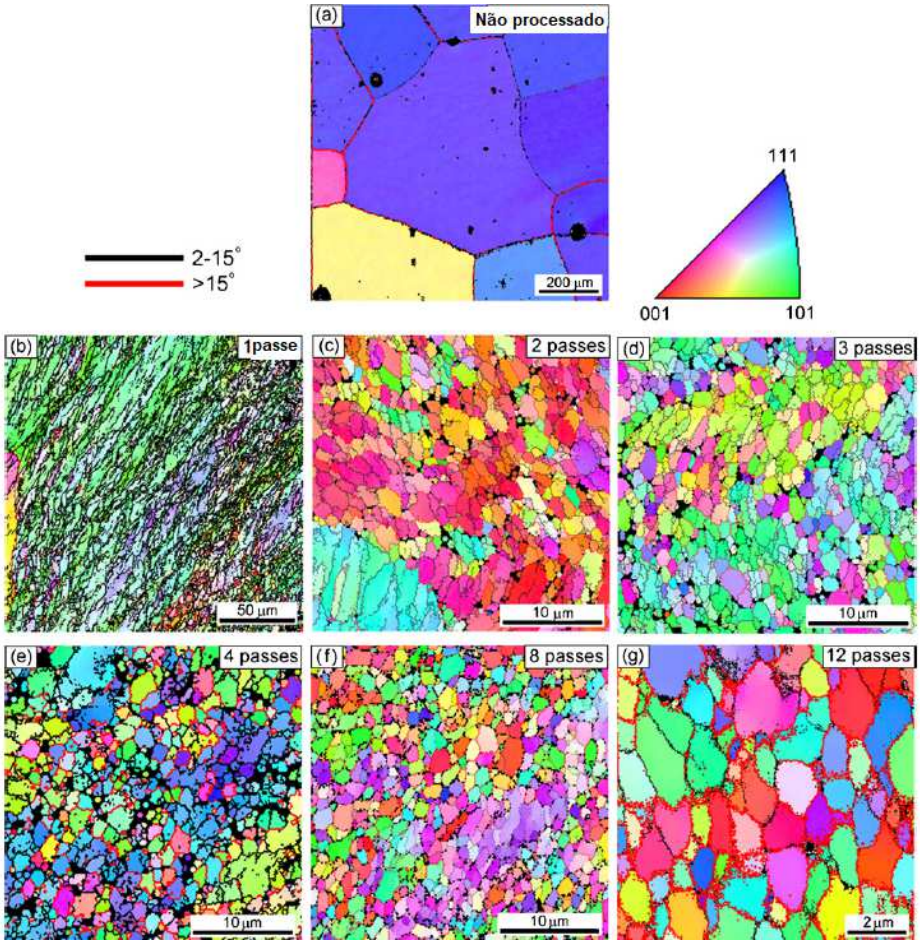


Figura 3.1 – ImagensOIM de Al 99,99%; a) condição inicial não processada, b) após ECAP 1 passe, c) 2 passes, d) 3 passes, e) 4 passes, f) 8 passes e g) e 12 passes

Adaptado de (KAWASAKI *et al.*, 2009) com permissão[1].

Após o 2° passe, representado na Figura 3.1 c), os subgrãos apresentam uma dimensão média de $\sim 1{,}8\,\mu m$, ainda definidos majoritariamente por contornos de baixo ângulo. Após o 3° passe, Figura 3.1 d), observa-se um aumento na quantidade de contornos de alto ângulo, os grãos e

[1] Imagem reproduzida de KAWASAKI, M.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Microstructural evolution in high purity aluminum processed by ECAP. Materials Science and Engineering: A, v. 524, n. 1-2, p. 143-150, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.06.032

subgrãos, contudo, ainda não são completamente equiaxiais, apresentando um tamanho médio de $\sim 1{,}4\ \mu m$. Em seguida, após o 4° passe, ocorre uma transição na qual a estrutura torna-se mais homogênea e com grãos equiaxiais, conforme a Figura 3.1 e). Após o 8° passe, Figura 3.1 f), não é perceptível um refinamento adicional dos grãos, embora as análises indiquem um aumento na fração de contornos de alto ângulo para as condições de 8 e 12 passes (KAWASAKI *et al.*, 2009).

Na literatura, estão presentes estudos que confirmam essa tendência de redução do tamanho de grão via processos de DPS. Trabalhos como os de DALLA TORRE *et al.* (2004), HEBESBERGER *et al.* (2005) e TAHERI BARAYJANI *et al.* (2023) analisaram o Cu processado por ECAP, HPT e ARB, respectivamente. Lugo *et al.* (2008) avaliaram o Cu processado por ECAP, HPT e por HPT posterior ao ECAP. Já Kral *et al.* (2019) realizaram uma compilação de estudos relacionados ao Cu processado por HPT, conforme mostra a Figura 3.2. Nota-se uma redução expressiva no tamanho de grão em função da deformação equivalente imposta, evidenciando o impacto significativo desse processo na microestrutura do material.

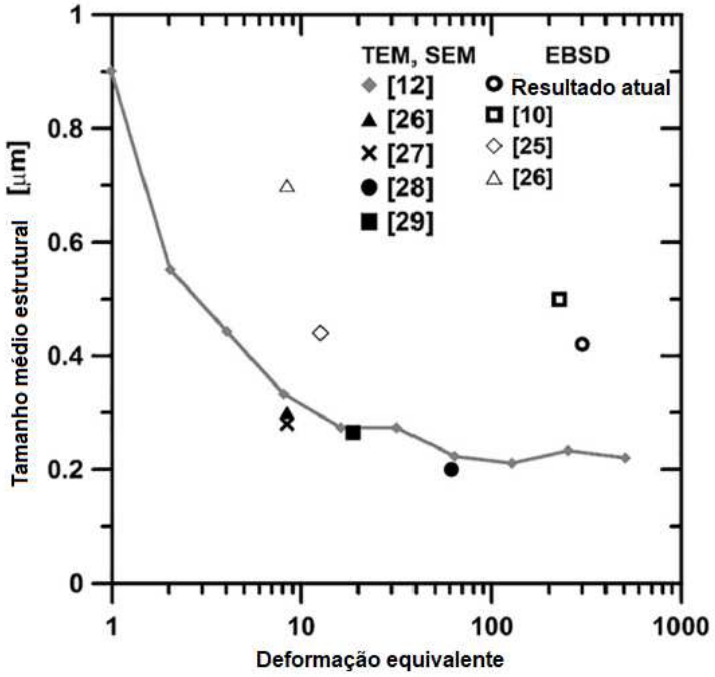


Figura 3.2 – Comparação do tamanho médio de grão para o Cu 99,99 peso% de pureza

Adaptado de (KRAL *et al.*, 2019) com permissão[2].

[2] Imagem reproduzida de KRAL, P.; STANĚK, J.; KUNČICKÁ, L.; SEITL, F.; PETRICH, L.; SCHMIDT, V.; BENEŠ, V.; SKLENIČKA, V. Microstructure changes in HPT-processed copper occurring at room temperature. Materials Characterization, v. 151, p. 602-611, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.03.046

Pontua-se que materiais processados por ARB podem apresentar a microestrutura de UFG lamelar, conforme relatado em estudos anteriores (AL-FADHALAH *et al.*, 2019; TAKATA *et al.*, 2007) e exemplificado na Figura 3.3. Nota-se que, com o aumento do número de passes, ocorre um aumento na fração de contornos de alto ângulo, como observado na Figura 3.3 a), b), c) e d). Além disso, após 7 passes, Figura 3.3 e), observa-se uma microestrutura com grãos lamelar. No entanto, é importante destacar que os mecanismos de refinamento microestrutural e o tamanho final dos grãos não dependem apenas do tipo de processamento por DPS. Fatores adicionais como: temperatura, pressão hidrostática no processamento, composição do material, bem como a energia de falha de empilhamento da estrutura cristalina, também podem exercer influência significativa sobre esses aspectos (FARAJI *et al.*, 2018). No entanto, uma abordagem mais aprofundada sobre a influência dessas variáveis foge do escopo desta tese.

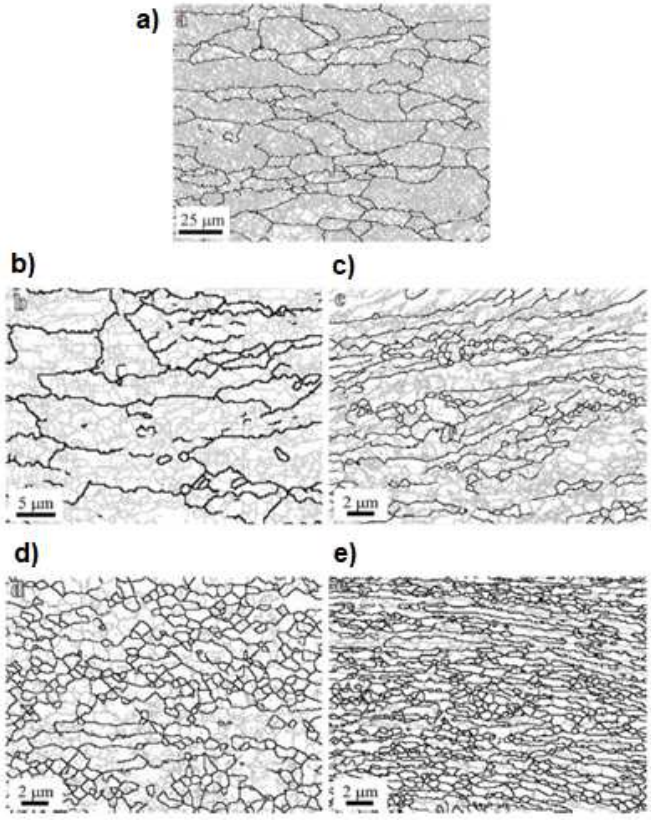


Figura 3.3 – Mapas de EBSD de amostras de Al 1100 processadas por ARB. a) como recebido, b) 1 passe, c) 3 passes d) 5 passes e e) 7 passes. Contornos de grão de alto ângulo representados em linhas pretas e contornos de grão de baixo ângulo em linhas cinzas

Adaptado de (AL-FADHALAH *et al.*, 2019) com permissão[3].

[3] Imagem reproduzida de AL-FADHALAH, K. J.; ALYAZIDI, M. K.; RAFIQ, M. Effect of microstructure refinement on hardness homogeneity of aluminum alloy 1100 processed by accumulative roll bonding. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 28, p. 4693–4706, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11665-019-04228-3

Conforme descrito, a deformação efetiva introduzida pela DPS permite reduzir o tamanho de grão dos materiais e, uma das consequências dessa redução é a obtenção de propriedades mecânicas diferenciadas. Essas propriedades são, usualmente, mensuradas por meio de ensaios mecânicos. A Figura 3.4 apresenta a influência do processamento por HPT no aumento da resistência à tração do Fe. De modo geral, o incremento no número de voltas no HPT possibilita o aumento do limite de resistência à tração. Além disso, nota-se que o nível de deformação até a ruptura parece ser influenciado tanto pelo método de processamento quanto pela composição do material (TEJEDOR *et al.*, 2019).

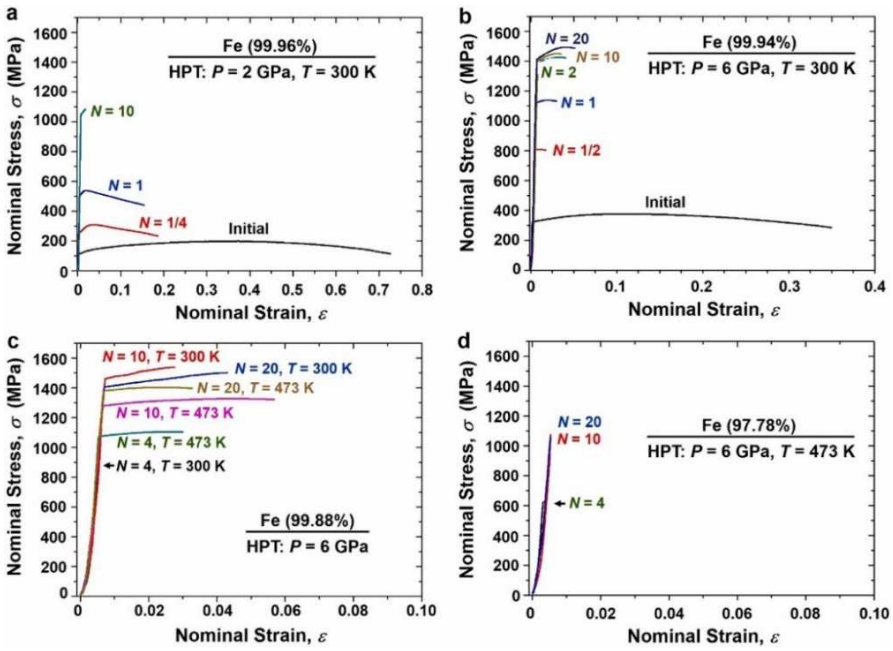


Figura 3.4 – Curvas ($\sigma\ x\ \varepsilon$) para o Fe com diferentes níveis de pureza após processamento por HPT sob diferentes condições de temperatura e número de voltas. Ensaios realizados sob $\dot{\varepsilon} = 3{,}3\ x\ 10^{-3}\ s^{-1}$

Adaptado de (TEJEDOR *et al.*, 2019) com permissão[4].

A Figura 3.5 evidencia os ganhos de resistência mecânica adquiridos para o Cu submetido a diferentes níveis de deformação por ECAP. Percebe-se que, para diferentes taxas de deformação, a resistência ao escoamento do material processado é significativamente superior à condição do material recozido. Vale ressaltar que, mesmo após o 24° passe, no qual ocorre uma redução na curva, possivelmente indicativa de um "amaciamento" do material, a resistência ao escoamento ainda permanece superior à do material recozido (ALAWADHI *et al.*, 2021).

[4] Imagem reproduzida de TEJEDOR, R.; EDALATI, K.; BENITO, J. A.; HORITA, Z.; CABRERA, J. M. High-pressure torsion of iron with various purity levels and validation of Hall-Petch strengthening mechanism. Materials Science and Engineering: A, v. 743, p. 597-605, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.127

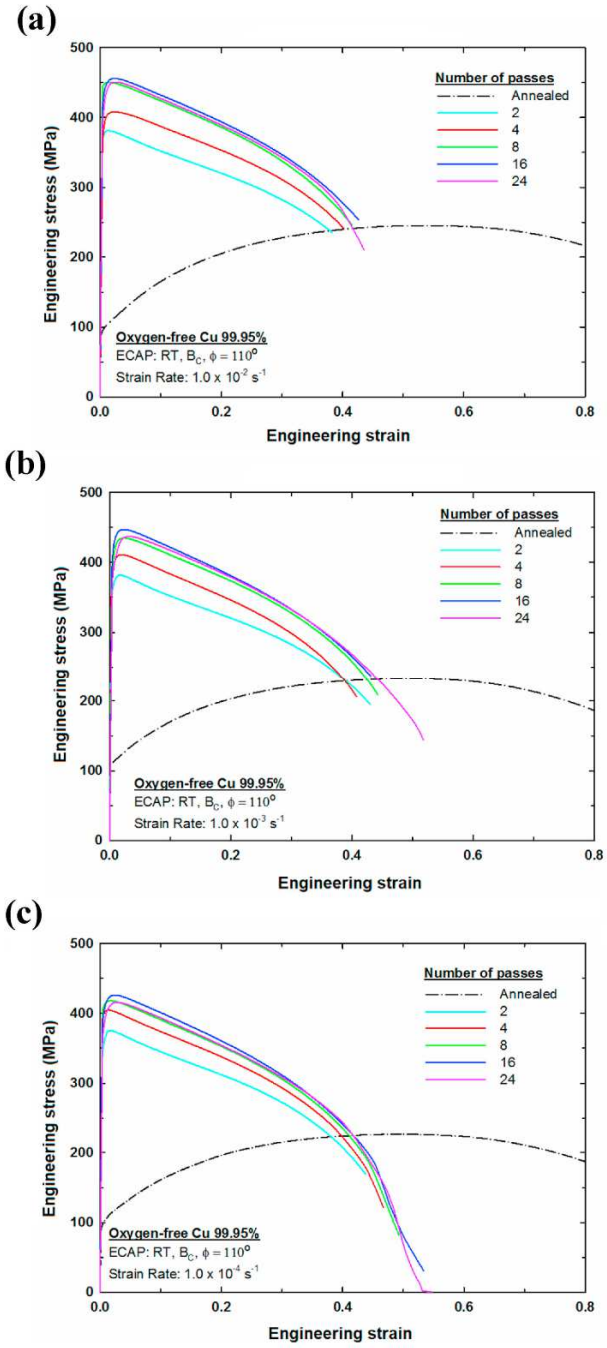


Figura 3.5 – Curvas tensão por deformação de engenharia para o CuOF, com pureza $> 99{,}95\%$, processando por ECAP ($\varepsilon \sim 0{,}76$) em temperatura ambiente. Para $\dot{\varepsilon}$: a) $1{,}0\ x\ 10^{-2}\ s^{-1}$, b) $1{,}0\ x\ 10^{-3}\ s^{-1}$ e c) $1{,}0\ x\ 10^{-4}\ s^{-1}$

Adaptado de (ALAWADHI *et al.*, 2021) com permissão[5].

Conforme descrito no início dessa seção, outra particularidade dos processos de DPS é a manutenção aproximadamente constante da área da seção transversal do material processado,

[5] Imagem reproduzida de ALAWADHI, M. Y.; SABBAGHIANRAD, S.; HUANG, Y.; LANGDON, T. G. Evaluating the paradox of strength and ductility in ultrafine-grained oxygen-free copper processed by ECAP at room temperature. Materials Science and Engineering: A, v. 802, p. 140546, 2021. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140546

característica diretamente relacionada aos elevados níveis de deformação alcançados. Isso pois, nos métodos tradicionais de conformação, a deformação é geralmente introduzida por meio da redução de área, o que limita os valores máximos de deformação em função das reduções possíveis para cada técnica de processamento. De acordo com Helman e Cetlin (2005), na extrusão direta é possível alcançar reduções de área de até $100:1$. Já Dieter (1981) reporta que, para o Al, podem ser obtidas reduções de área de até $400:1$. Essas reduções correspondem a deformações de $\sim 7{,}7$ e $\sim 9{,}8$, respectivamente, conforme a equação empírica proposta por Johnson (GROOVER, 2014).

De modo geral, as matrizes de ECAP propiciam deformações variando de 0,5 até 1,15 por passe. Condições de deformação por passe entre 2 até 4,3 são reportadas em análises por elementos finitos (FEM), conforme descrito por diversos autores (KOCICHA *et al.*, 2012; NAGASEKHAR *et al.*, 2007). Assim, considerando uma condição típica de $\varepsilon = 1{,}15$, após 8 passes de ECAP, a deformação total acumulada seria de $\varepsilon_{ECAP\ após\ 8\ passes} \sim 9{,}2$. É interessante notar que esse nível de deformação poderia ser teoricamente alcançado em um único passe de extrusão direta, desde que fosse utilizada a redução teórica máxima admissível. No entanto, tal redução seria a custo de um aumento significativo da área inicial do tarugo, que consequentemente ampliaria sobremaneira a força necessária para o processamento.

Outra alternativa, ainda considerando a extrusão direta, seria alcançar o mesmo nível de deformação total utilizando 8 passes sucessivos, mas com reduções de área de $\sim 26{,}3\ \%$ por passe. Essa abordagem resultaria em um aumento menor da força de trabalho requerida em comparação à exigida por uma única redução máxima. Entretanto, seria necessário um conjunto de diferentes matrizes e punções para cada etapa de redução de seção transversal. Esse requisito não ocorre no ECAP, já que todos os passes podem ser realizados com o mesmo par matriz/punção. E, ainda que no ECAP ocorra um aumento de resistência devido ao encruamento do material a cada passe, o aumento de área na conformação tradicional tem impacto mais significativo no aumento da força necessária para o processamento.

Com relação ao nível de deformação efetiva introduzida, o HPT destaca-se em relação aos métodos tradicionais de conformação. Essa técnica pode ser aplicada na produção de discos ou anéis, nos quais a deformação é inserida por meio da aplicação de torção, e é função do número de voltas realizadas pela matriz. Assim, teoricamente pode-se pensar em quantas voltas forem necessárias para introduzir mais deformação no material.

O processo de ARB pode aproveitar da mesma infraestrutura existente para as operações de laminação. De modo geral, a redução de espessura por passe precisa ser superior a $50\ \%$ para garantir a adesão eficaz no processo. Por outro lado, na laminação convencional, a deformação por passe também é limitada pela redução aplicada a seção transversal. Ou seja, enquanto no ARB o processo pode ser repetido e novos passes de deformação introduzidos conservando a seção transversal aproximadamente constante, na laminação tradicional existe uma redução progressiva de espessura, o que limita a introdução de deformação (TSUJI *et al.*, 2003).

Hipoteticamente, pode-se considerar a possibilidade de laminação em passe único ou múltiplos passes para atingir níveis de deformação semelhantes aos obtidos no ARB. Contudo, essas estratégias promoveriam um aumento sobremaneira nas cargas requeridas pelos laminadores. Além disso, segundo Bowen *et al.* (2000) e Yan *et al.* (2017) deformações por passe mais elevadas, $\varepsilon > 4$, são geralmente observadas na produção de folhas extremamente finas, limitando suas aplicações.

Um aspecto chave nos processos de conformação, especialmente quando se busca o aumento das dimensões das amostras processadas por DPS, é a capacidade de carga dos equipamentos industriais. Para os três processos considerados, ECAP, HPT e ARB, o aumento da seção transversal das amostras demanda o uso de equipamentos mais robustos. Se debruçando no contexto industrial, há prensas com grande rigidez e capacidade superiores às encontradas em laboratórios. Segundo Groover (2014), existem prensas com estruturas de grande rigidez e capacidade de até $4.000\ t$, enquanto Helman e Cetlin (2005) relatam capacidades máximas de até $8.000\ t$ para prensas mecânicas com excêntrico e até $50.000\ t$ para prensas hidráulicas. Dieter (1981) já mencionava a construção de prensas hidráulicas de $50.000\ t$. Um exemplo recente é a prensa de forjamento com capacidade de $\sim 51.000\ t$ em instalação na China (RUDIGER, 2015). Além disso, catálogos comerciais de empresas como *Tsinfa*, *Ajax/CECO/Erie* e *Macrodyne* apresentam prensas com capacidades variando entre $2.000\ t$ e $30.000\ t$, a depender da aplicação específica.

Comparativamente, os maiores valores de carga documentados para a DPS são os presentes na literatura envolvendo o escalonamento das amostras. Para o ECAP, foram alcançadas cargas de $230\ t$ em Frint *et al.* (2016), enquanto para o HPT, máquinas com capacidades de $500\ t$ e $1.000\ t$, são descritas em Masuda e Horita (2019) e Hohenwarter e Pippan (2019), respectivamente. Portanto, as capacidades das prensas atuais não aparentam ser a princípio um fator limitante para a ampliação nas dimensões das amostras produzidas por esses processos.

As próximas seções abordarão os processos de ECAP, HPT e ARB, apresentando suas características, estratégias de escalonamento e possibilidades para produção contínua.

3.2 *Equal-Channel Angular Pressing* (ECAP)

As principais características do método "*Equal-Channel Angular Pressing*" (ECAP) estão presentes no esquema da Figura 3.6 a). A região hachurada corresponde ao corpo da matriz, que deve possuir rigidez suficiente para suportar as solicitações mecânicas necessárias. A matriz é composta por um canal de seção transversal de área A, que mesmo após a mudança de direção, não apresenta alterações significativas em sua geometria (SEGAL, 1995).

Nesse método, a deformação plástica é introduzida quando a amostra atravessa a região de cisalhamento, localizada ao redor do plano de cisalhamento, OO_1, mostrado na Figura 3.6 a). A amostra, cuja seção transversal é ligeiramente inferior à do canal da matriz, é empurrada por um punção, P, deslocando-se como um corpo rígido até atingir a zona de deformação. Nesse ponto, a amostra sofre deformação plástica ao ser forçada a mudar de direção dentro do canal. Durante esse processo, um elemento tetraédrico, $abcd$, presente na amostra, é submetido essencialmente a cisalhamento simples ao passar pela zona de deformação, resultando no tetraedro deformado $a'b'c'd'$ (SEGAL, 1995).

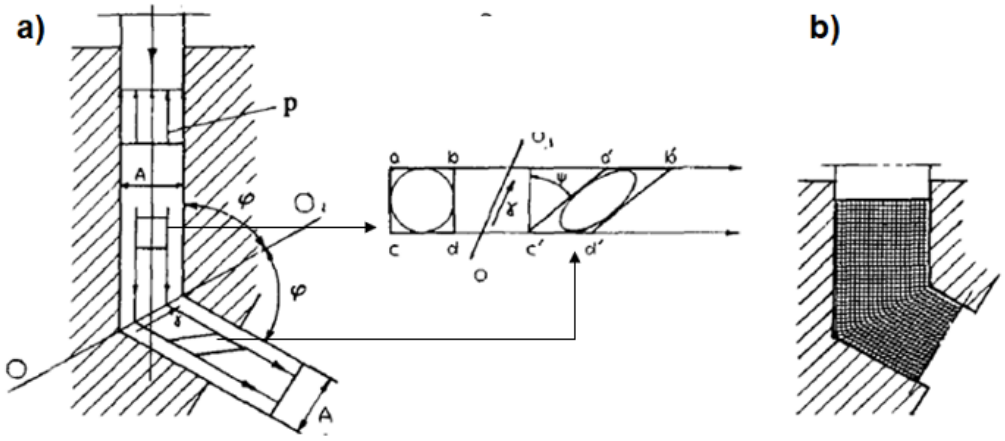


Figura 3.6 – a) Modelo esquemático do ECAP, b) Detalhe na distorção experimentada pelos elementos tetraédricos

Adaptado de (SEGAL, 1995) com permissão[6].

[6] Imagem reproduzida de SEGAL, V. M. Materials processing by simple shear. Materials Science and Engineering: A, v. 197, n. 2, p. 157-164, 1995. Disponível em: https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09705-8

Na Figura 3.6 b), o tarugo está esquematicamente discretizado em elementos tetraédricos extremamente reduzidos. Nota-se que, embora o material desloque-se como um corpo rígido, a região da seção próxima à curvatura externa do canal descreve uma trajetória maior em comparação à região interna. Desse modo, é intrínseco que cada passe de ECAP introduza uma deformação heterogênea ao longo da seção transversal (SEGAL, 1995). No entanto, destaca-se que, nas dimensões tradicionais do ECAP, a heterogeneidade pode ser atenuada pela escolha adequada da rota de processamento.[7]

A seção transversal do punção, em contato com o espécime, deve ajustar-se perfeitamente ao canal da matriz, sem a presença de folgas. Desse modo, previne-se o escoamento indesejado de material no sentido inverso ao do processamento. Esse fluxo de material entre o par punção matriz pode resultar em forças de atrito contrárias ao processamento, elevando consideravelmente a força necessária para empurrar o tarugo e aumentando os esforços aplicados sobre a matriz. Assim, em condições extremas, esse fenômeno pode inviabilizar o processamento, seja pela flambagem do punção, seja pela fratura da matriz.

No processo de ECAP, a deformação teórica imposta ao material é função dos ângulos ϕ e ψ, correspondentes aos ângulos interno e externo do canal da matriz, respectivamente. Sendo possível estimá-la por meio da Equação 1.1 (IWAHASHI *et al.*, 1996).

$$\varepsilon = \left[\frac{2\cot\left(\frac{\phi}{2}+\frac{\psi}{2}\right)+\psi\,\mathrm{cosec}\left(\frac{\phi}{2}+\frac{\psi}{2}\right)}{\sqrt{3}}\right] \qquad 1.1$$

Como é inerente a este processo a introdução de deformação de modo heterogênea, torna-se oportuno analisar as alterações nas características metalúrgicas e mecânicas ao se aumentar as dimensões do espécime conformado.

Nesse âmbito, análises realizadas na região central de amostras de Al 1100, para três condições de tamanho de tarugo, conforme a Figura 3.7, apresentaram microestruturas similares com tamanho médio de grão de $\sim 0{,}7\ \mu m$ após 6 passes, como mostrado na Figura 3.8. Além disso, a amostra com diâmetro de $D = 40\ mm$ apresentou uma microestrutura homogênea até uma distância de $\sim 5\ mm$ da extremidade da superfície externa do tarugo. As curvas $\sigma\ x\ \varepsilon$, obtidas por meio de ensaios de tração com $\dot{\varepsilon} = 3{,}3\ x\ 10^{-4}\ s^{-1}$ sugerem uma similaridade no

[7] Foge do escopo dessa pesquisa se aprofundar nesse aspecto. Mais detalhes referentes as rotas de processamentos podem ser encontradas em (FURUKAWA et al., 1998).

comportamento mecânico das amostras com diâmetros de 10 e 40 mm, no entanto, a ductilidade do espécime de 10 mm foi menor (HORITA *et al.*, 2001).

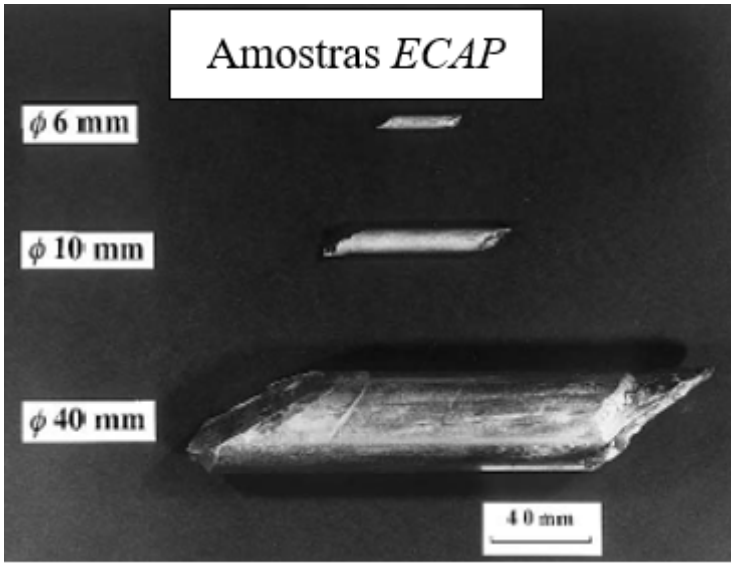


Figura 3.7 – Aparência típica das amostras processadas por ECAP com três diâmetros usados na investigação. Corpos de prova com diâmetro e comprimento de: $\emptyset$ 6 x ~50 mm, $\emptyset$ 10 x ~60 mm e $\emptyset$ 40 x ~100 mm

Adaptado de (HORITA *et al.*, 2001) com permissão[8].

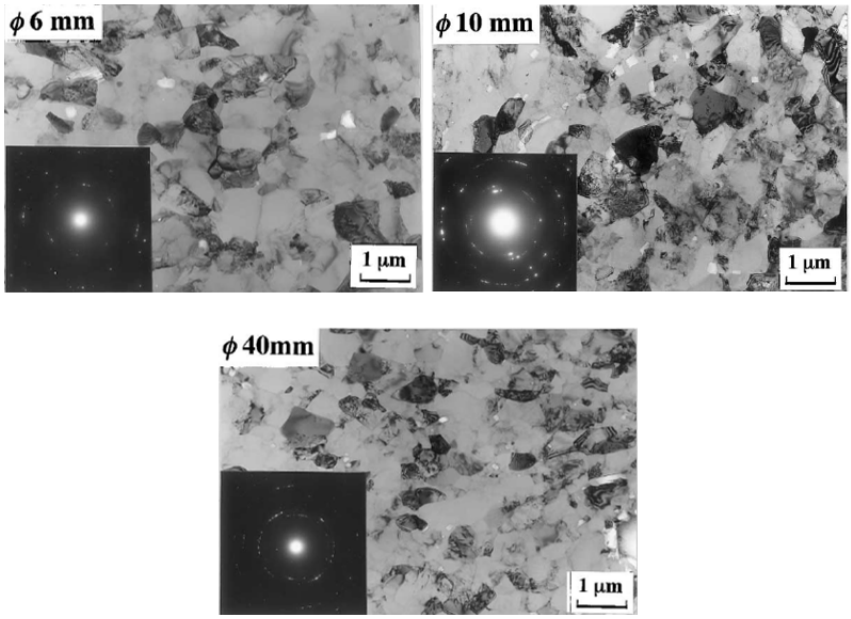


Figura 3.8 – Microestruturas obtida por MET de Al 1100 após o 6° passe de ECAP ($\varepsilon \sim 6$), com matriz de $\phi = 90°$ e $\psi \sim 45°$ e em condição de temperatura ambiente

Adaptado de (HORITA *et al.*, 2001) com permissão[8].

[8] Imagem reproduzida de HORITA, Z.; FUJINAMI, T.; LANGDON, T. G. The potential for scaling ECAP: effect of sample size on grain refinement and mechanical properties. Materials Science and Engineering: A, v. 318, n. 1–2, p. 34–41, 2001. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01339-9

A Figura 3.9 mostra duas amostras de Cu com dimensões distintas processadas por ECAP, enquanto a Figura 3.10 apresenta seus respectivos mapas de dureza longitudinal. Nota-se que ambas as amostras possuem mapas de dureza com similaridades, embora a amostra de escala grande tenha área de seção transversal ~ 11 vezes superior a amostra de escala de laboratório. Ademais, ambas condições apresentam dureza média na região central de $\sim 141\ HB$. Por outro lado, a extensão da zona longitudinal heterogênea nas extremidades das amostras aparenta ser proporcional à área da seção transversal de cada tarugo, sendo, portanto, maior na amostra de maior escala. Ressalta-se ainda que ambas as amostras exibiram microestruturas similares após o 8° passe de ECAP (FRINT *et al.*, 2016).

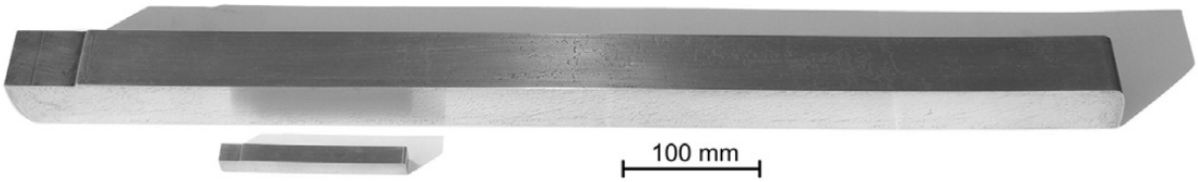


Figura 3.9 – Duas amostras de OFHC-Cu, 99,99 %, processadas via ECAP, com $(\varepsilon \sim 1{,}1)$ por passe

Adaptado de (FRINT *et al.*, 2016) com permissão[9].

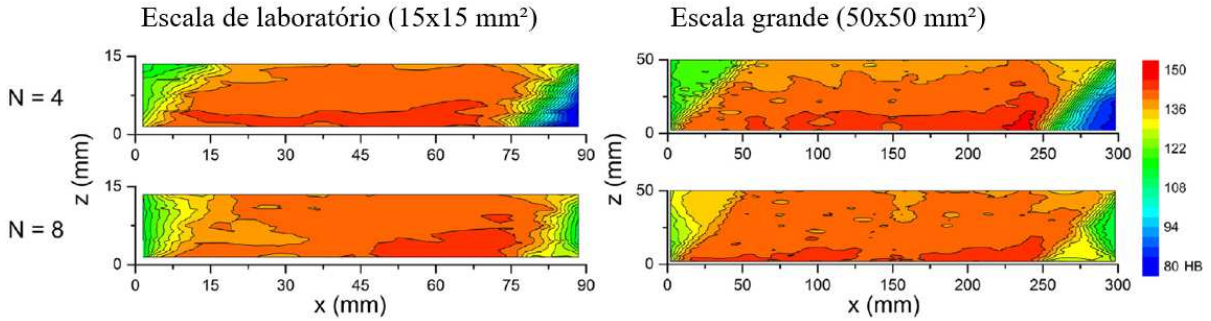


Figura 3.10 – Distribuição de dureza no plano longitudinal para duas amostras com dimensões distintas $(15x15x120\ mm^3)$ e $(50x50x300\ mm^3)$ e duas condições de passes

Adaptado de (FRINT *et al.*, 2016) com permissão[9].

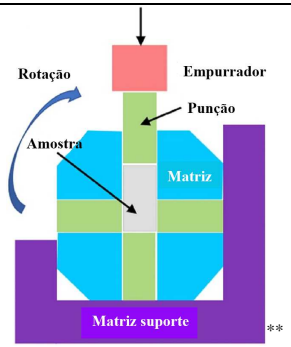
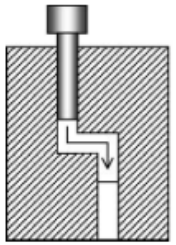
No entanto, Gu, R. C. *et al.* (2021), ao analisarem o aumento de escala para três condições de amostras com seções quadradas de 12, 32 e 50 mm de lado, de cobre de alta condutividade e livre de oxigênio OFHC-Cu de 99,97 %, obtiveram resultados distintos. Segundo os autores, após 8 passes, observou-se uma tendência de grãos maiores para a amostra com maior seção, bem como uma redução no limite de resistência à tração. De forma similar, Chaudhury *et al.*

[9] Imagem reproduzida de FRINT, S.; HOCKAUF, M.; FRINT, P.; WAGNER, M. F.-X. Scaling up Segal's principle of equal-channel angular pressing. Materials & Design, v. 97, p. 502-511, 2016. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.02.067

(2005) relataram diferenças nas medições de dureza em amostras de AA 6061 com seções quadradas de 12,5, 50 e 100 mm de lado, processadas por ECAP, mesmo apresentando deformações totais semelhantes.

Ampliando os estudos, outras alternativas oriundas do ECAP tradicional têm sido desenvolvidas de modo a maximizar a capacidade de processamento. De modo geral, essas tecnologias possuem características que reduzem o tempo de manipulação das amostras, permitem maior deformação por passe na matriz e podem aumentar a pressão hidrostática durante o processamento. Algumas configurações permitem ainda uma menor influência das forças de atrito e maior facilidade na remoção das amostras. A Tabela 1 apresenta uma síntese de trabalhos relacionados a alternativas de processamento discreto por ECAP, incluindo as dimensões dos tarugos processados e um esboço ilustrativo de cada tecnologia.

Tabela 1 – Literatura com algumas variações do processo tradicional de ECAP

Matriz	Esquema da matriz	Dimensões (mm)	Material	Tipo e passes	Referências
Rotativa	 **	Ø19,5x40	Al-7%Si-0,35%Mg	20	(NISHIDA *et al.*, 2001)
		10x10x60	Al-7,1%Si–0,4%Mg	8	(NATORI *et al.*, 2012)
		19,5x19,5x40	Ti	4	(GU, Y. *et al.*, 2021)
Canais paralelos 2 – *turn*	 ***	8x8x56	Al e cera	1	(ROSOCHOWSKI; OLEJNIK, 2002)*
		Ø18x(#)	Cu 99,5% / Ti 99,5%	4	(RAAB, 2005)*

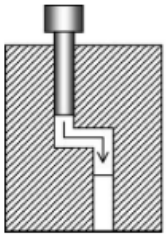
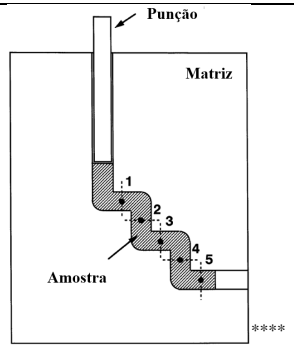
... (continua)

* Apresenta análise FEM; (#) Não apresenta a informação.

** Imagem reproduzida de GU, Y.; JIANG, J.; MA, A.; LU, L.; WU, H. Corrosion behavior of pure titanium processed by rotary-die ECAP. Journal of Materials Research and Technology, v. 15, p. 1873–1880, 2021. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.047

*** Imagem reproduzida de ROSOCHOWSKI, A.; OLEJNIK, L. Numerical and physical modelling of plastic deformation in 2-turn equal channel angular extrusion. Journal of Materials Processing Technology, v. 125, p. 309-316, 2002. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00339-4

Tabela 1 – Literatura com algumas variações do processo tradicional de ECAP (continuação)

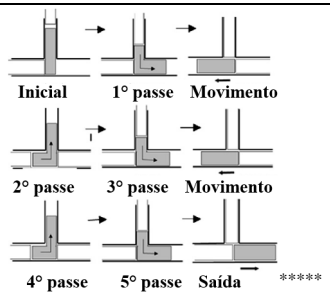
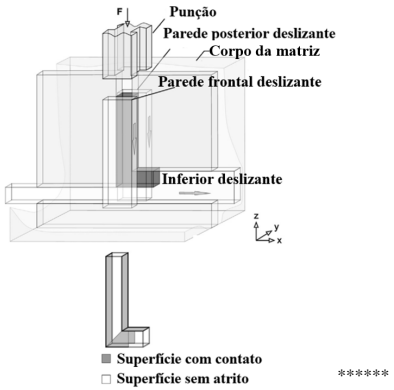
Matriz	Esquema da matriz	Dimensões (mm)	Material	Tipo e passes	Referências
Canais paralelos 2 – *turn*	 ***	10x45	Al	(#)	(ROSOCHOWSKI; OLEJNIK, 2008)*
		Ø16x120	*Al* 6061	4	(MURASHKIN *et al.*, 2009)
Multi- passes	 ****	6x6x75	Al 99,99 %	5 – *turn* 1 passe	(NAKASHIMA *et al.*, 2000)
		7,6x7,6x56	Al 1070	3 – *turn* 3 passes	(ROSOCHOWSKI *et al.*, 2007)
		Ø12x120	Mg–0,6%Zn–0,5%Ca	2 – *turn* 4 passes	(HORKY *et al.*, 2021)

... (continua)

*** Imagem reproduzida de ROSOCHOWSKI, A.; OLEJNIK, L. Numerical and physical modelling of plastic deformation in 2-turn equal channel angular extrusion. Journal of Materials Processing Technology, v. 125, p. 309-316, 2002. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00339-4

**** Imagem reproduzida de 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. 1-2, p. 82-87, 2000. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00744-3

Tabela 1 – Literatura com algumas variações do processo tradicional de ECAP (continuação)

Matriz	Esquema da matriz	Dimensões (mm)	Material	Tipo e passes	Referências
Tipo T Multi-passes	 *****	10x10x60	Ti 99,2%	5	(KANG; KIM, 2010)*
Canal de paredes móveis.	 ******	15x15x120 50x50x300	OFHC - Cu	8	(FRINT *et al.*, 2016)

* Apresenta análise FEM; (#) Não apresenta a informação.

***** Imagem reproduzida de KANG, D. H.; KIM, T. W. Mechanical behavior and microstructural evolution of commercially pure titanium in enhanced multi-pass equal channel angular pressing and cold extrusion. Materials & Design, v. 31, p. S54-S60, 2010. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.01.004

****** Imagem reproduzida de FRINT, S.; HOCKAUF, M.; FRINT, P.; WAGNER, M. F. X. Scaling up Segal's principle of equal-channel angular pressing. Materials & Design, v. 97, p. 502-511, 2016. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.02.067

No entanto, outras alternativas buscam viabilizar um modelo contínuo de processamento. O êxito nessa abordagem tende a favorecer a introdução desses materiais em processos produtivos, além de contribuir para o rompimento de paradigmas em comparação com as técnicas já estabelecidas industrialmente. Uma das tecnologias estudadas é o ECAP-*Conform*. Esse modelo é apresentado no esquema em corte da Figura 3.11. Nesse sistema, a matriz motora ou rotor gira e, por meio das forças de atrito presentes entre as superfícies de contato do par espécime e rotor, o material é deslocado ao longo do canal, desde a entrada até a região em que é submetido a uma mudança brusca de direção, ou seja, submete-se a cisalhamento simples, de forma semelhante ao ECAP tradicional (RAAB *et al.*, 2008; RAAB *et al.*, 2004). Pontua-se que a estratégia de utilizar as forças de atrito para conduzir o material até a extrusão já havia sido proposta anteriormente por Etherington (1974).

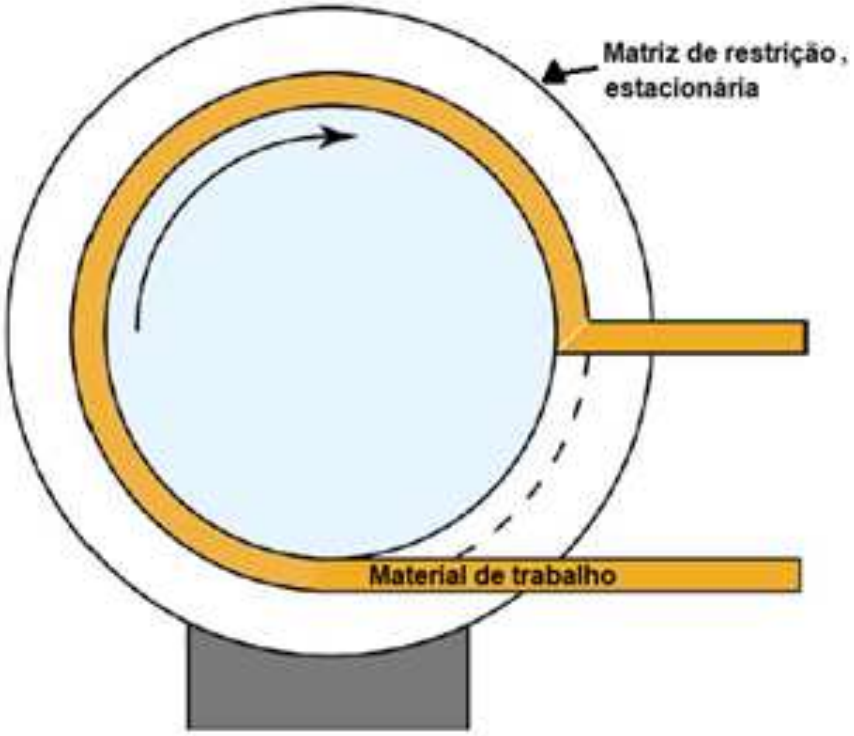


Figura 3.11 – Esquema da configuração para o ECAP - *Conform*

Adaptado de (RAAB *et al.*, 2004) com permissão[10].

Como descrito anteriormente, o esquema apresentado está em corte, pois a amostra está em contato não apenas com a face cilíndrica, mas também com as laterais da matriz motora, proporcionando um canal fechado para o espécime. Nessa configuração, apenas a matriz

[10] Imagem reproduzida de RAAB, G. Plastic flow at equal channel angular processing in parallel channels. Materials Science and Engineering: A, v. 410, p. 230-233, 2005. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.089

estacionária exerce atrito contrário ao movimento do material (RAAB *et al.*, 2004). Além disso, esse sistema promove alterações na geometria da seção transversal na região indicada pela seta na Figura 3.12. Posteriormente, o ECAP-*Conform* foi aplicado para o processamento de Ti puro em Raab *et al.* (2008) e Ti *Grade 4* para aplicações médicas, sendo parte do processamento realizado via ECAP-*Conform* (POLYAKOV *et al.*, 2015). Em outro estudo, hastes de Al 6061 foram processadas por ECAP-*Conform* até 4 passes (XU *et al.*, 2010). E Cu e ligas de Cu foram processadas até 2 passes (GÖKDUMAN *et al.*, 2018). Ressalta-se que a patente apresentada por Zhu *et al.* (2006) refere-se a um aparato semelhante ao ECAP-*Conform*, mas sem alterações substanciais na seção transversal.

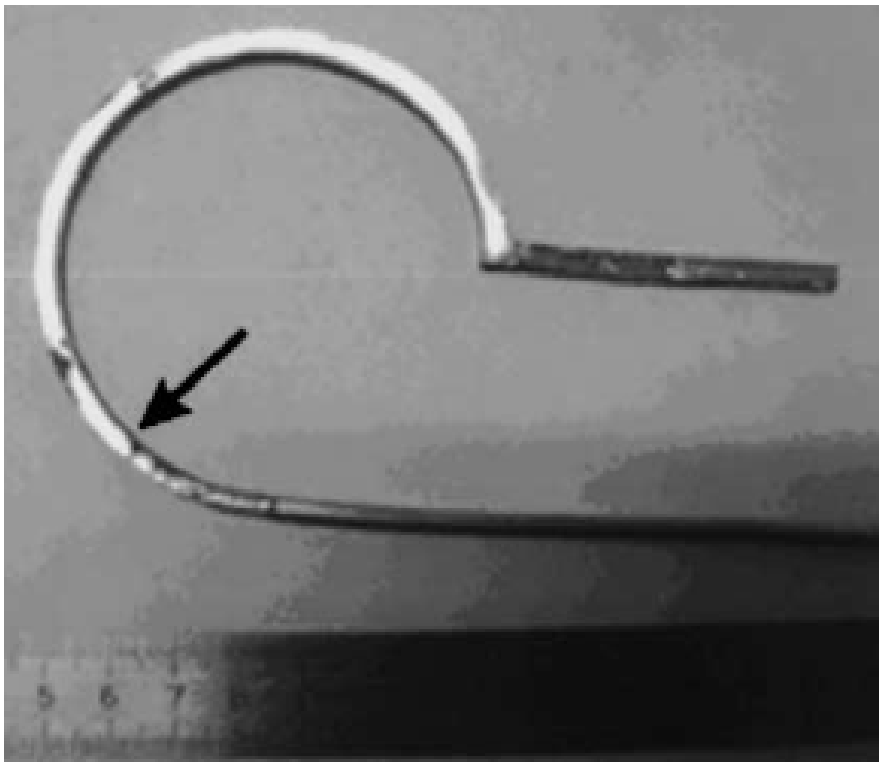


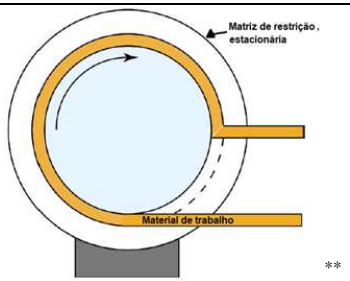
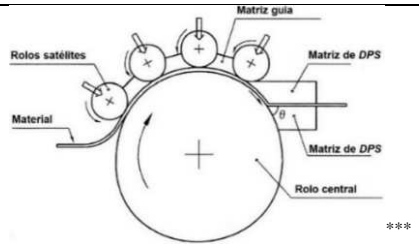
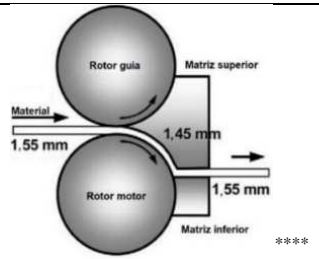
Figura 3.12 – Amostra de alumínio retirada de dentro do processo de ECAP-*Conform*

Adaptado de (RAAB *et al.*, 2004) com permissão[11].

A Tabela 2 apresenta alguns trabalhos com estratégias de processamento contínuo utilizando o ECAP como DPS, bem como as dimensões dos materiais processados. Na maioria dos casos, o material é guiado por forças de atrito entre ele e os rotores e/ou cilindros de condução.

[11] Imagem reproduzida de RAAB, G. Plastic flow at equal channel angular processing in parallel channels. Materials Science and Engineering: A, v. 410, p. 230-233, 2005. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.089

Tabela 2 – Literatura de tecnologias para processamento continuo utilizando o ECAP

Tecnologia	Esquema do sistema	Dimensões (mm)	Material	Passes	ε total	Referências
ECAP-*Conform*	 **	Ø3,4x1000	Al 99,95%	4	~ 4,6	(RAAB *et al.*, 2004)
		Ø4x20	Al 6061	4	~ 4	(XU *et al.*, 2010)
		11x11x500	Ti Grade4	6	~ 4,2	(POLYAKOV *et al.*, 2015)
		Ø4,1x100	Al 6061	1	~ 1,15	(GHOLAMI *et al.*, 2014)*
		Ø20x(#)	Cu	2	(#)	(GÖKDUMAN *et al.*, 2018)
Continuous shear deformation/conshearing process	 ***	1x20x(#)	Al 1100	4	~ 4,8	(SAITO *et al.*, 2000)
		2x19x2000	Al 1100	6	~ 8,6	(UTSUNOMIYA *et al.*, 2004)
Continuous confined strip shearing (C2S2)	 ****	1,55x20x1000	Al 1050	100	~ 58	(LEE *et al.*, 2002)*
		1,55x10x80	Al	1	~ 1	(XU *et al.*, 2008)*
		12x150	Cu	1	~ 1,15	(WEI *et al.*, 2009)*

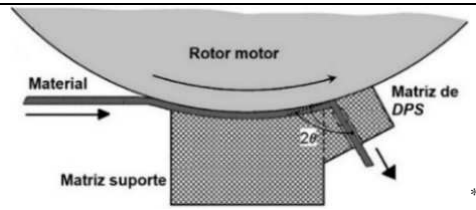
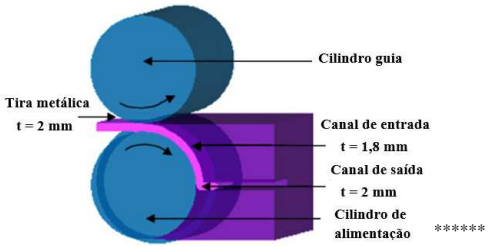
... (continua)

* Apresenta análise FEM; (#) Não apresenta a informação.

** Imagem reproduzida de RAAB, G. Plastic flow at equal channel angular processing in parallel channels. Materials Science and Engineering: A, v. 410, p. 230-233, 2005. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.089

*** Imagem reproduzida de SAITO, Y.; UTSUNOMIYA, H.; SUZUKI, H.; SAKAI, T. Improvement in the r-value of aluminum strip by a continuous shear deformation process. Scripta Materialia, v. 42, n. 12, p. 1139-1144, 2000. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6462(00)00349-3

Tabela 2 – Literatura de tecnologias para processamento continuo utilizando o ECAP (continuação)

Tecnologia	Esquema do sistema	Dimensões (mm)	Material	Passes	ε total	Referências
Continuous frictional angular extrusion	 *****	2x30x2000	AA 1050	10	~ 6,6	(HUANG; PRANGNELL, 2007)
Equal channel angular rolling (ECAR)	 ******	1,9x120x800	AZ 31	1	~ 0,6	(CHEN, Z. *et al.*, 2006)
		2,25x75x300	AA 6063	3	~ 1,2	(CHUNG *et al.*, 2006)
		2x25x300	Cu	10	(#)	(HABIBI *et al.*, 2011)
		2x25x300	Cu 99,44%	8	~ 5,3	(HABIBI; KETABCHI, 2012)
		2x40x400	Al 1100	7	~ 4,7	(AZIMI *et al.*, 2012)
		6x7x700	Cu OFHC	13	~ 15	(KVAČKAJ *et al.*, 2012)
		2x30x300	AA 5083	1	~ 1,5	(CHARI *et al.*, 2015)*

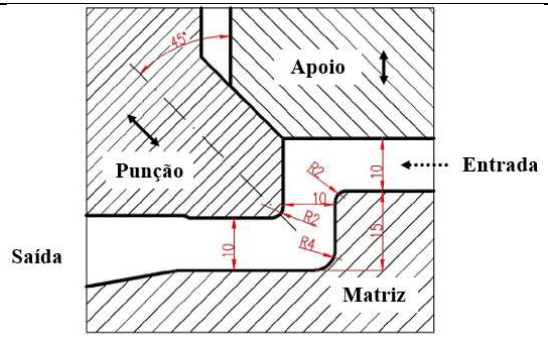
... (continua)

* Apresenta análise FEM; (#) Não apresenta a informação.

***** Imagem reproduzida de HUANG, Y.; PRANGNELL, P. B. Continuous frictional angular extrusion and its application in the production of ultrafine-grained sheet metals. Scripta Materialia, v. 56, n. 5, p. 333–336, 2007. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.11.011

****** Imagem reproduzida de HABIBI, A.; KETABCHI, M.; ESKANDARZADEH, M. Nano-grained pure copper with high-strength and high-conductivity produced by equal channel angular rolling process. Journal of Materials Processing Technology, v. 211, p. 1085–1090, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.01.009

Tabela 2 – Literatura de tecnologias para processamento continuo utilizando o ECAP (continuação)

Tecnologia	Esquema do sistema	Dimensões (mm)	Material	Passes	ε total	Referências
Single-roll angular-rolling (SRAR)	*******	1x28x300	Cu 99,99%	6	~ 3,6	(LEE *et al.*, 2018)*
		10x50x1000	Al 1050	6	~ 3,6	(LEE *et al.*, 2019)
Incremental ECAP (I-ECAP)	 ********	4x30x100	Al 1070	8	(#)	(OLEJNIK *et al.*, 2008)*
		10x50x1.000	Al 1050	1	(#)	(ROSOCHOWSKI; OLEJNIK, 2014)

... (continua)

* Apresenta análise FEM; (#) Não apresenta a informação.

******* Imagem reproduzida de LEE, H. H.; YOON, J. I.; KIM, H. S. Single-roll angular-rolling: A new continuous severe plastic deformation process for metal sheets. Scripta Materialia, v. 146, p. 204-207, 2018. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.11.043

******** Imagem reproduzida do artigo open access ROSOCHOWSKI, A.; OLEJNIK, L. Incremental ECAP of thick continuous plates–machine and initial trials. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v. 63, n. 1, p. 012010, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.1088/1757-899X/63/1/012010 e Creative Commons Attribution 3.0 licence

Tabela 2 – Literatura de tecnologias para processamento continuo utilizando o ECAP (continuação)

Tecnologia	Esquema do sistema	Dimensões (mm)	Material	Passes	ε total	Referências
Single Roll Drive ECAP (SRD – ECAP)		(#)	(#)	(#)	(#)	(CHEN *et al.*, 2006)
Conventional rolling with equal-channel angular deformation		4x10x1000	Al 5052	*1*	~ 1,3	(ZHU *et al.*, 2011)*

* Apresenta análise *FEM*; (#) Não apresenta a informação.

Os avanços nos programas computacionais e na capacidade de processamento dos computadores têm expandido o uso do FEM no campo científico e industrial da engenharia. Assim, o FEM se estabelece como uma ferramenta estratégica, capaz de ampliar a compressão dos métodos de DPS favorecendo sua viabilidade industrial.

Análises realizadas com FEM permitem mapear o campo de deformação, inclusive na zona de cisalhamento e na região em regime permanente. Um exemplo dessa aplicação é apresentado na Figura 3.13, no qual se tem a influência do ângulo de curvatura externo da matriz. Nota-se a região homogênea induzida pelo processo na zona de regime permanente, além de uma região heterogênea na parte frontal do espécime, presente em todas as condições analisadas. Ademais, o método FEM permitiu avaliar a influência do ângulo externo na zona conhecida como *Deformation Dead Zone* (DDZ) (WEI *et al.*, 2006).

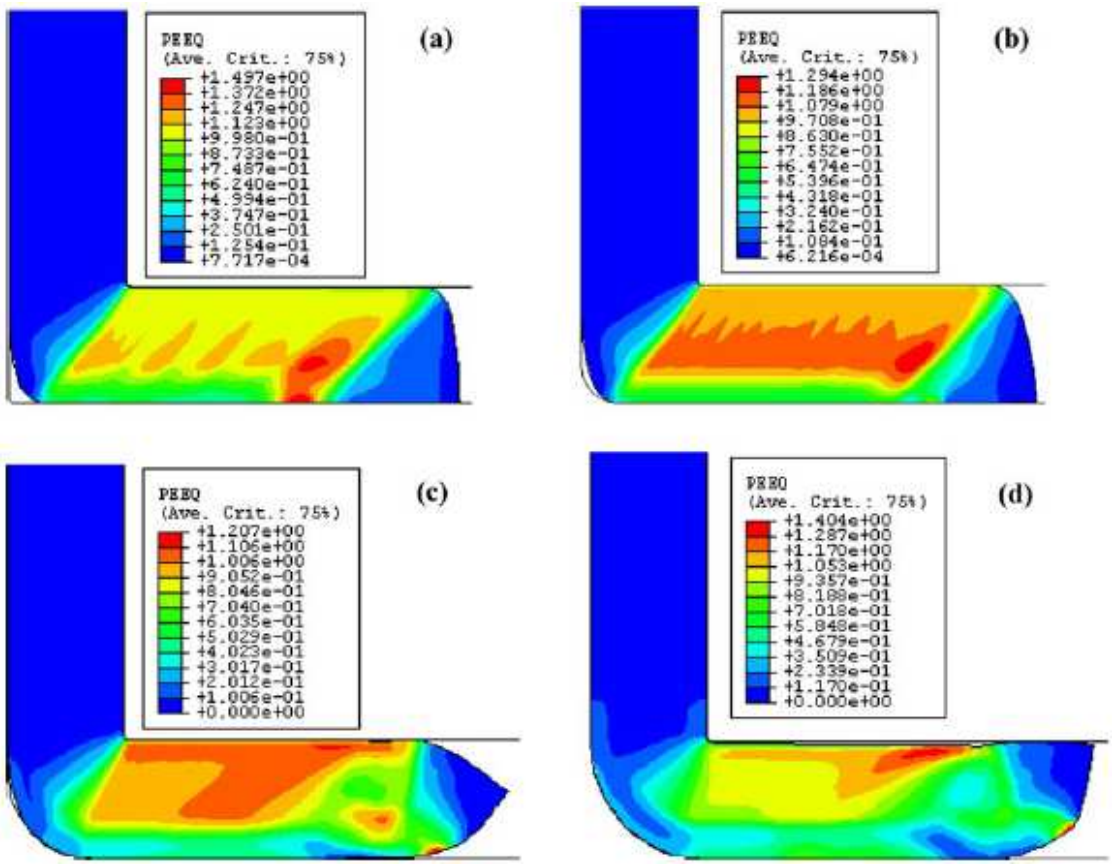


Figura 3.13 – Campo de deformação plástica efetiva, via FEM, para $\phi = 90°$: a) $\psi = 0°$, b) $\psi = 22°$, c) $\psi = 60°$ e d) $\psi = 90°$, sem atrito. Material Cu Puro 99,98 % em massa

Adaptado de (WEI *et al.*, 2006) com permissão[12].

[12] Imagem reproduzida de WEI, W.; NAGASEKHAR, A.; CHEN, G.; TICK-HON, Y.; WEI, K. X. Origin of inhomogenous behavior during equal channel angular pressing. Scripta Materialia, v. 54, n. 11, p. 1865-1869, 2006. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.02.026

Outra variável importante nos processos de conformação é a temperatura, dada sua influência sobre os processos termicamente ativados e sobre as propriedades dos materiais processados. Por exemplo, Kocich *et al.* (2010) analisaram a influência de três condições de ângulo interno ϕ, sendo $30°$, $60°$ e $110°$, nas quais a condição intermediária apresentou uma redução significativa na curva de temperatura de processamento do Cu por ECAP. Comportamento esse atribuído à uma redução no atrito quando comparada a condição de $30°$, à ausência da DDZ quando comparada à condição com $110°$ e assim melhor equilíbrio entre homogeneidade do material processado e geração de calor.

Simulações via FEM também permitiram analisar outros fatores, como a influência do atrito na heterogeneidade de deformação (BOWEN *et al.*, 2000; PRANGNELL *et al.*, 1997), a formação da estrutura de conhecida como *corner gap* (BOWEN *et al.*, 2000; KIM *et al.*, 2000; LI *et al.*, 2004) e o fenômeno de instabilidade plástica no ECAP (FIGUEIREDO *et al.*, 2006).

Além disso, tentativas de processamento contínuo por ECAP também empregaram análises FEM, conforme indicado na Tabela 2. A Figura 3.14 a) ilustra o campo de deformação equivalente obtido para o sistema *Single-Roll Angular-Rolling* (SRAR). Esse modelo difere-se do ECAP-*Conform* por apresentar espessura constante ao longo do canal circunferencial. No SRAR, definem-se três regiões: em (1) e (2), se têm a deformação cisalhante circunferencial, (CSD), e em (3) onde ocorre a deformação cisalhante no canal angular (CASD). Enquanto nas regiões (1) e (2) a deformação é predominante na superfície inferior da chapa, na região (3) a deformação é prevalente na superfície superior, como ocorre no ECAP convencional. Desse modo, a deformação total após o processamento é relativamente uniforme ao longo da espessura da chapa, conforme a Figura 3.14 a) e 3.14 b) (LEE *et al.*, 2018).

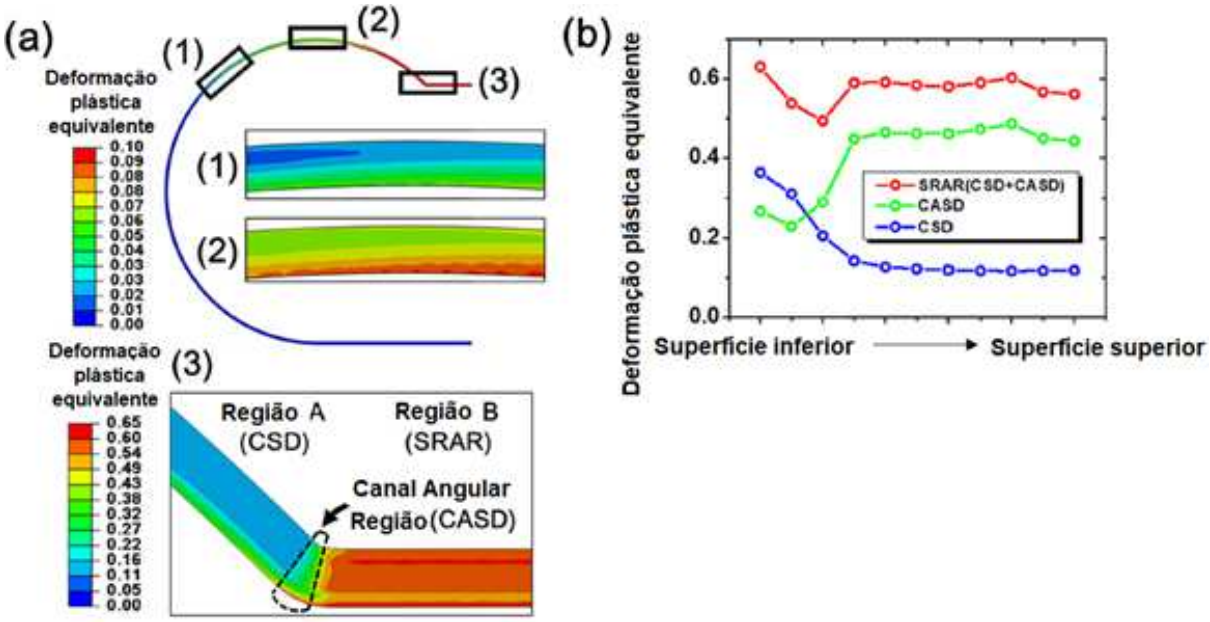


Figura 3.14 – Análise FEM do sistema SRAR para o Cu (99,99 %): a) distribuição da ε_{eq}, nas regiões de (1) a (3), b) ε_{eq} induzida em cada região de deformação

Adaptado de (LEE *et al.*, 2018) com permissão[13].

Estudos baseados em FEM relatados por Xu *et al.* (2008) e Gholami *et al.* (2014) indicaram que a redução do ângulo do canal e o aumento do coeficiente de atrito promovem um aumento do torque necessário no rotor dos sistemas *Continuous confined strip shearing* (C2S2) e ECAP-*Conform*, respectivamente. Outro estudo, apresentado por Wei *et al.* (2009), corrobora o indício de aumento do torque com o atrito para o C2S2, além de associar as condições de atrito à distribuição de deformação no material processado. Em outra abordagem, Semenov *et al.* (2019) utilizaram o FEM para descrever matematicamente o papel do atrito na força de deformação do sistema ECAP-*Conform*. A potência requerida para esse sistema foi estimada via FEM no trabalho de Kim, Y. *et al.* (2000). Além disso, a influência da abertura entre os cilindros no método *Equal channel angular rolling* foi analisada por Cheng *et al.* (2007).

3.3 *High-Pressure Torsion* (HPT)

O *High-Pressure Torsion* (HPT) consiste em submeter o material, a ser processado, a esforços combinados de compressão uniaxial e torção. Isso é obtido com matrizes que devem possuir

[13] Imagem reproduzida de LEE, H. H.; YOON, J. I.; KIM, H. S. Single-roll angular-rolling: A new continuous severe plastic deformation process for metal sheets. Scripta Materialia, v. 146, p. 204-207, 2018. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.11.043

elevada rigidez, para suportarem as altas solicitações mecânicas impostas durante o processamento. Esse par compressão e torção, associado ao atrito entre as superfícies das matrizes e do material, proporciona que o espécime sofra deformação plástica por torção. Desse modo, a torção destaca-se como a principal componente, prevalecendo nas estimativas de deformação efetiva. Além disso, o HPT é caracterizado pela imposição de elevadas pressões hidrostáticas no material em conformação. A Figura 3.15 apresenta os três principais esquemas construtivos para o HPT. Em todas as configurações, as matrizes estão alinhadas com o eixo de rotação na vertical, sendo que apenas a matriz inferior possui movimento rotativo durante o processo (PEREIRA *et al.*, 2014).

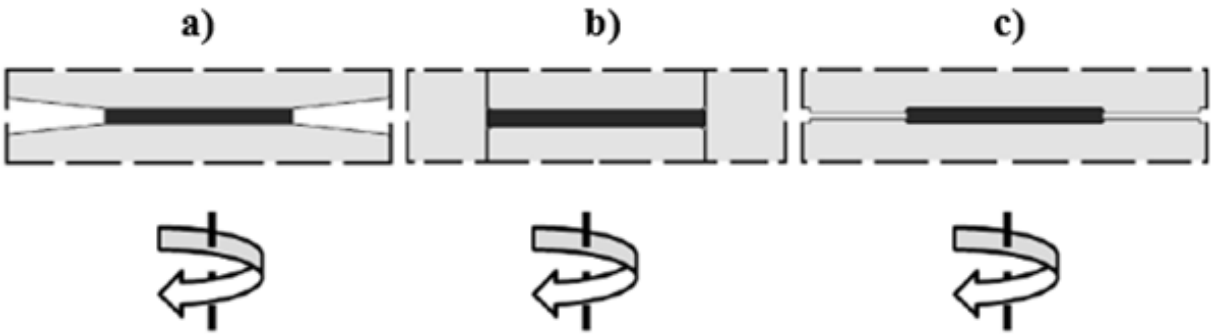


Figura 3.15 – Modelo esquemático dos tipos de HPT a) *unconstrained* HPT, b) *fully constrained* HPT, c) *quasi-constrained* HPT

Adaptado de (PEREIRA *et al.*, 2014) com permissão[14].

Cada configuração tem sua particularidade. O primeiro modelo, Figura 3.15 a), é uma idealização denominada *unconstrained* HPT. Nesse caso, são utilizadas matrizes de faces planas, sem restrições ao escoamento da amostra na direção radial. Desse modo, o material pode escoar livremente entre as matrizes, resultando em uma redução contínua da espessura do espécime ao longo do processamento (HOHENWARTER *et al.*, 2009; PEREIRA *et al.*, 2014).

O segundo modelo é o *fully constrained* HPT, representado na Figura 3.15 b). De modo análogo ao anterior, também são utilizadas matrizes planas. Entretanto, o material e as matrizes estão confinados por uma matriz externa, que impede o escoamento na direção radial. Essa restrição aumenta a pressão hidrostática durante o processo, em comparação ao modelo *unconstrained* HPT. No entanto, essa configuração deve possuir um ajuste adequado de modo que não ocorra

[14] Imagem reproduzida do artigo open access: PEREIRA, P. H. R.; FIGUEIREDO, R. B.; CETLIN, P. R.; LANGDON, T. G. Using finite element modelling to examine the flow process and temperature evolution in HPT under different constraining conditions. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.1088/1757-899X/63/1/012041 e Creative Commons Attribution 3.0 licence

escoamento de material entre as matrizes e a matriz externa. Esse escoamento indesejado promove um aumento dos esforços relacionados ao atrito e, consequentemente, das cargas envolvidas durante a conformação (HOHENWARTER *et al.*, 2009; PEREIRA *et al.*, 2014).

O modelo real e prático é conhecido como *quasi-constrained* HPT, Figura 3.15 c). Nessa versão, ambas as matrizes possuem uma cavidade em suas superfícies, na qual o material é posicionado e preenche durante o processamento. Por conveniência prática, essas cavidades são cilíndricas, e a soma de suas profundidas deve ser inferior à espessura final pretendida para o material após o processamento. Como resultado, os discos ou anéis produzidos por esse modelo possuem a característica de uma borda em cunha, com redução progressiva de espessura até que o excesso de material escoe lateralmente entre as matrizes, formando rebarbas. Essas rebarbas, por sua vez, auxiliam no aumento da pressão hidrostática (HOHENWARTER *et al.*, 2009; PEREIRA *et al.*, 2014). Ao final do processo, essas rebarbas precisam ser removidas. A Figura 3.16 ilustra esse excesso de material formado externamente à região circular definida em amostras de Al processadas para diferentes quantidades de voltas de HPT, sob pressão de $6\ GPa$.

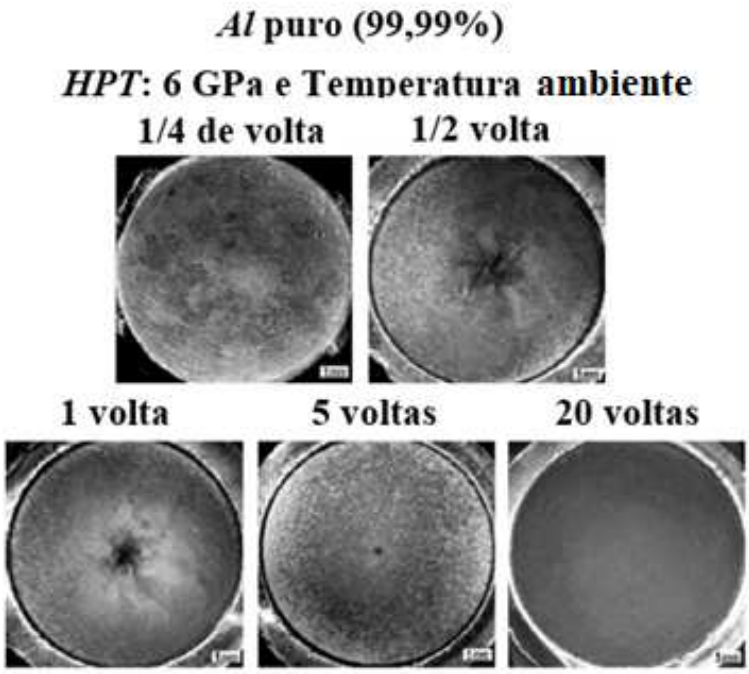


Figura 3.16 – Discos de Al processado por HPT sob 6 GPa de pressão para diferentes números de voltas

Adaptado de (KAWASAKI *et al.*, 2011) com permissão[15].

[15] Imagem reproduzida de 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. Disponível em: Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.09.034

O modelo matemático da deformação equivalente, ε_{eq}, no HPT está descrito na Equação 1.3 e é função da deformação cisalhante, γ, e do número de voltas, N. Contudo, é conveniente representá-la em função de variáveis geométricas, como o diâmetro, D, e a espessura, h, da amostra. Assim, é esperado que exista uma variação nas características microestruturais e mecânicas ao longo do material em função das suas dimensões. A deformação cisalhante, por sua vez, é determinada pela Equação 1.3.

$$\varepsilon_{eq} = \frac{\gamma \mathrm{N}}{\sqrt{3}} = \frac{2\pi r N}{\sqrt{3}h} = \frac{\pi D N}{\sqrt{3}h} \qquad 1.2$$

$$\gamma = \frac{2\pi r}{h} \qquad 1.3$$

A razão entre o diâmetro e a espessura do disco de HPT, D/h, é definida como razão de aspecto da amostra, RA.

É importante salientar que as equações anteriormente apresentadas não consideram a influência de todos os aspectos geométricos, como, por exemplo, o ângulo de inclinação da borda dos discos ou anéis. Além disso, como descrito anteriormente, na condição de *quasi-constrained* HPT, a rebarba gerada durante o processamento exerce influência na pressão hidrostática e, consequentemente, no nível de deformação introduzido em sua vizinhança. Ademais, a própria condição de atrito nas regiões da cunha também pode influenciar a homogeneidade de deformação nas regiões de borda do disco ou anel. Segundo Hohenwarter e Pippan (2019), a redução da espessura na borda da cunha pode ser contabilizada na deformação cisalhante, sendo esta representada pela Equação 1.4:

$$\gamma(r) = \frac{2\pi r}{h_c - \frac{h_c(r - R_{h\ constante})}{(R_{max} - R_{h\ constante})}} \qquad 1.4$$

Na Equação 1.4, h_c é o valor da espessura constante, $R_{h\ constante}$ corresponde ao valor do raio máximo em que a espessura permanece constante, e R_{max} é o valor máximo do raio na extremidade da cunha da amostra, em que a espessura $h \to 0$. Portanto, esse modelo indica que, para $\gamma(r \to R_{max}) \to \infty$, ou seja, a deformação torna-se muito elevada nas proximidades de R_{max}. A Figura 3.17 a) ilustra a região de cunha de uma amostra, evidenciando a transição entre a seção I, de espessura constante, h_c, e a seção II, onde ocorre a redução gradual da espessura. Ainda na Figura 3.17 a), os quadrados pretos indicam a linha central na qual foram realizadas medições de microdureza *Vickers*. As Figura 3.17 b) e 3.17 c) apresentam os gráficos

construídos utilizando as Equações (3.3) e (3.4) para as seções I e II, respectivamente. E a Figura 3.17 d) contém as medições experimentais de microdureza *Vickers*, os quais corroboram com a tendência de comportamento prevista pelo modelo matemático (HOHENWARTER; PIPPAN, 2019).

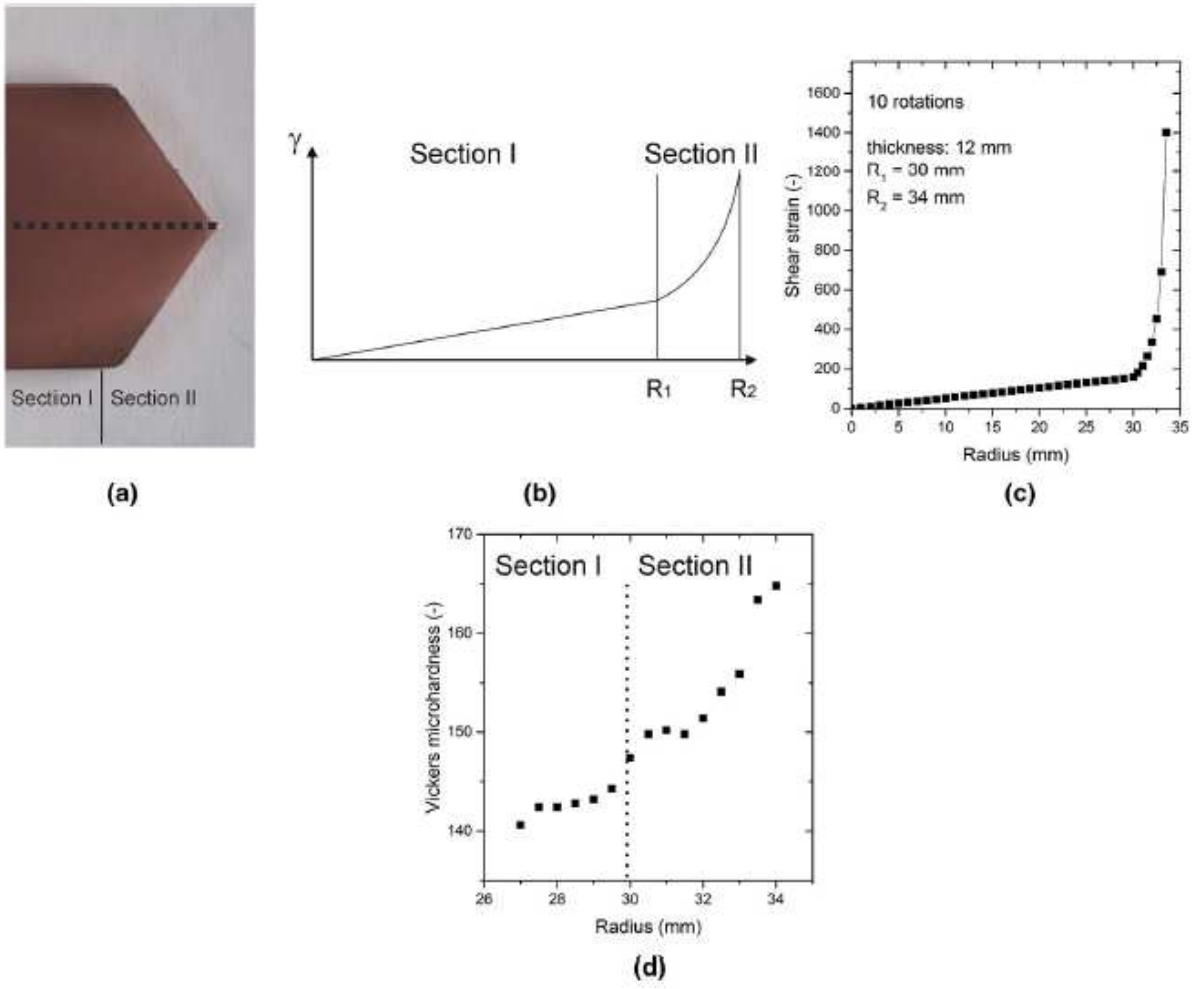


Figura 3.17 – Perfil característico da borda de um disco processado por HPT. a) Detalhe da borda indicando as regiões de medição de microdureza ao longo do plano central. b) Esquema ilustrativo indicando o aumento constante da deformação cisalhante na seção I e com aumento elevado de deformação na seção II. c) Distribuição da deformação cisalhante após 10 voltas. d) distribuição de microdureza ao longo das seções I e II

Fonte: (HOHENWARTER; PIPPAN, 2019) com permissão[16].

Outro aspecto relevante é o atrito entre as superfícies do material e das matrizes, o qual constitui uma variável fundamental para a deformação efetiva. Como mencionado anteriormente, a configuração *quasi-constrained* HPT, possui uma região de transição da face plana para a

[16] Imagem reproduzida de HOHENWARTER, A.; PIPPAN, R. Sample size and strain-rate-sensitivity effects on the homogeneity of high-pressure torsion deformed disks. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 50, n. 2, p. 601–608, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11661-018-4989-1

inclinada, que forma uma cunha na borda do espécime. Na porção plana, o atrito é necessário para que ocorra a torção efetiva do material. No entanto, na região da cunha ele é indesejável, pois se torna desfavorável a deformação. Conforme observado por Hohenwarter *et al.* (2009), para uma amostra de Fe Armco com dimensões de $9\ x\ 1{,}9\ mm$, ou seja, $RA \sim 4{,}7$ e $N = 10$, o uso de um ângulo de cunha de $20°$ possibilitou maior homogeneidade de dureza axial, quando comparado ao disco com RA menor e ângulo de cunha de $50°$.

Outra variável importante é a força de atrito, F_a, que é função da pressão no processo de conformação, P_{confor} e do coeficiente de atrito, μ, entre as superfícies. De modo geral, para que a deformação ocorra sem escorregamento entre o material e a matriz, é preciso que a força de atrito seja superior à força de limite de escoamento do material processado F_y, $F_a > F_y$ (GUNDEROV *et al.*, 2022). De fato, estudos demonstram que o escorregamento pode ser nulo, com o aumento significativo da pressão (EDALATI *et al.*, 2009). Ensaios realizados em amostras de Cu comercialmente puro, sob pressão de $6\ GPa$, indicam que o escorregamento é desprezível nos estágios iniciais do processo. Além disso, sugere-se que a magnitude do escorregamento parece ser proporcional à velocidade de rotação do processo (GUNDEROV *et al.*, 2022).

Em síntese, nota-se que a homogeneidade microestrutural e mecânica nas amostras processadas por HPT é influenciada por diversas variáveis do processo. No entanto, os estudos apresentados a seguir analisam a homogeneidade com foco no escalonamento das amostras, ou seja, no aumento do diâmetro e da espessura.

Segundo Sakai *et al.* (2005), amostras de Al-Mg-Sc com dimensões de $8\ x\ 10\ mm$, ou seja, $RA = 1{,}25$, foram processadas para $N = 1/4$ e 1. A Figura 3.18 ilustra o perfil microestrutural heterogêneo ao longo da seção central dessa amostra para $N = 1$. Na Figura 3.19, observa-se o perfil heterogêneo de microdureza *Vickers* na seção central, com valores máximos da ordem de $\sim 140 - 150\ Hv$ medidos na periferia do disco e próximos à linha média. No centro da amostra, os valores de dureza reduzem-se para $\sim 90\ Hv$. Ademais, existe uma tendência de diminuição da microdureza na direção axial, em ambos os sentidos. Os mesmos autores ampliaram o estudo para $N = 2$, cujas imagens de MET, obtidas em uma seção central e em outra deslocada $3\ mm$ do centro do disco, indicaram a permanência do perfil microestrutural heterogêneo.

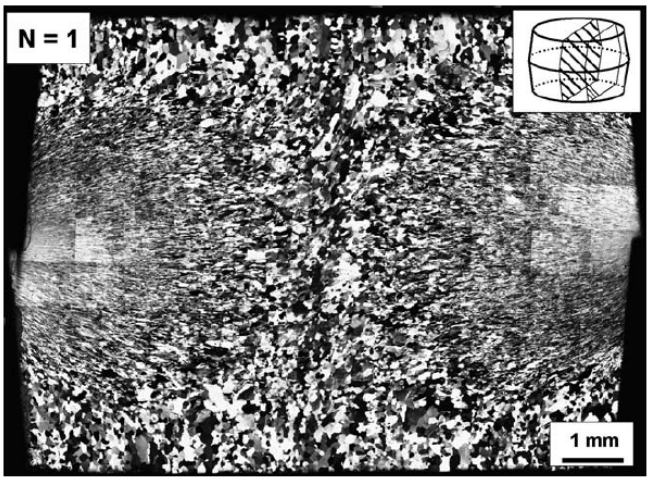


Figura 3.18 – Microestrutura da seção central do disco de Al-Mg-Sc processado por HPT para 1 GPa, $N = 1$ e 1 rpm

Adaptado de (SAKAI *et al.*, 2005) com permissão[17].

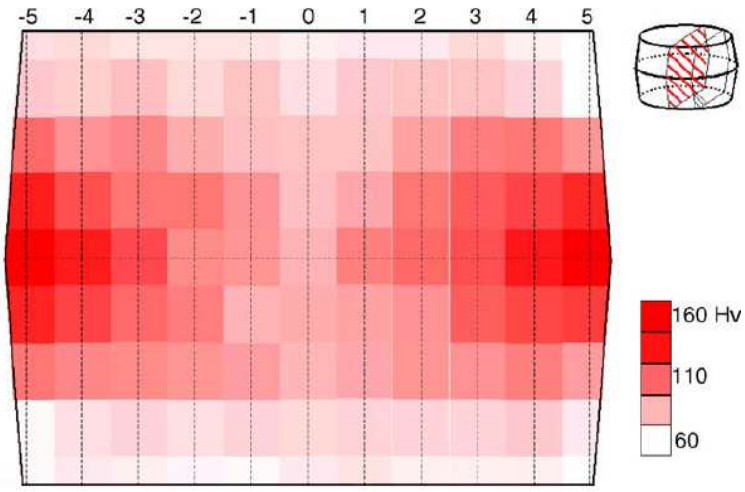


Figura 3.19 – Campo de microdureza *Vickers* para a seção central do disco de Al-Mg-Sc processado por HPT para 1 GPa, $N = 1$ e 1 rpm

Adaptado de (SAKAI *et al.*, 2005) com permissão[17].

Análises de microdureza *Vickers* foram realizadas para três amostras de Fe Armco de dimensões: $0{,}6\ x\ 8\ mm$, $3{,}5\ x\ 30\ mm$, $5{,}4\ x\ 30\ mm$, correspondendo a RA de $\sim 13{,}3$, $\sim 8{,}6$ e $\sim 5{,}6$, respectivamente. A condição com maior razão de aspecto apresentou maior homogeneidade de dureza em três posições distintas ao longo do raio da amostra. No entanto, a amostra com menor RA apresentou uma área geométrica absoluta maior, com valores mais elevados de microdureza. Ainda, foi observada uma heterogeneidade de microdureza na direção

[17] Imagem reproduzida de SAKAI, G.; NAKAMURA, K.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Developing high-pressure torsion for use with bulk samples. Materials Science and Engineering: A, v. 406, n. 1-2, p. 268-273, 2005. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.06.049

axial, especialmente nos maiores valores de raio, ou seja, próximo a borda do disco, em uma amostra de aço perlítico com dimensões de $7\ x\ 30\ mm$, $RA \sim 4{,}3$. Assim, os autores sugerem que os padrões de homogeneidade ou heterogeneidade têm origem geométrica, e não metalúrgica (HOHENWARTER *et al.*, 2009).

Masuda e Horita (2019) também observaram microestruturas homogêneas, com grãos na ordem de $\sim 6-7\ \mu m$, em amostras de ligas de Mg, AZ31 e AZ61, após recozimento por $1\ h$ a $623\ K$. As amostras, com dimensões de $0{,}7\ x\ 30\ mm$, ou seja, $RA \sim 42{,}8$, foram processadas por HPT, corroborando com os resultados encontrados por Hohenwarter *et al.* (2009).

Outro estudo analisou amostras de Cu $> 99{,}9\ wt\%$, processadas com dimensões de $0{,}6\ x\ 8\ mm$, $6\ x\ 30\ mm$ e $12\ x\ 60\ mm$, correspondendo a RA de $\sim 13{,}3$, 5 e 5, respectivamente. Essas amostras são apresentadas na Figura 3.20. Destaca-se que, nesse estudo, foram considerados o número e a velocidade de rotações de modo a simular a mesma deformação máxima de cisalhamento presente nas extremidades dos discos, minimizando os efeitos do aquecimento por atrito. As medições de dureza ao longo da linha média das amostras indicaram uma tendência de maiores valores de dureza nas extremidades, independente da razão de aspecto (HOHENWARTER; PIPPAN, 2019).

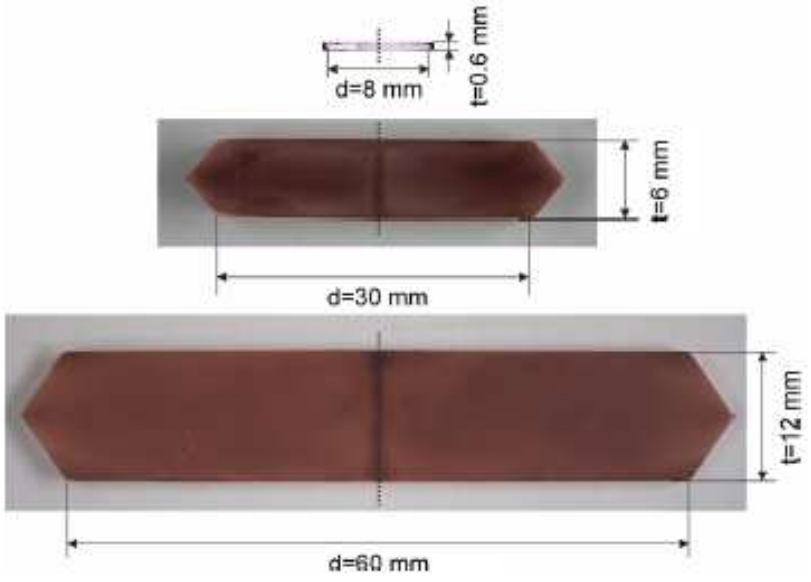


Figura 3.20 – Seções transversais dos discos de Cu processados por HPT, $N = 5$ (HOHENWARTER; PIPPAN, 2019) com permissão[18].

[18] Imagem reproduzida de HOHENWARTER, A.; PIPPAN, R. Sample size and strain-rate-sensitivity effects on the homogeneity of high-pressure torsion deformed disks. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 50, n. 2, p. 601–608, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11661-018-4989-1

Ademais, a homogeneidade na direção axial foi avaliada para as amostras com $RA = 5$, em três distâncias normalizadas pelo raio de cada amostra, conforme ilustra a Figura 3.21. Nota-se que não só existem flutuações nos valores de dureza ao longo da espessura, mas também em relação à posição radial. Além disso, a análise microestrutural revelou a presença de uma zona morta de deformação próxima à superfície e à periferia dos discos, com os autores sugerindo sua influência na heterogeneidade observada (HOHENWARTER; PIPPAN, 2019).

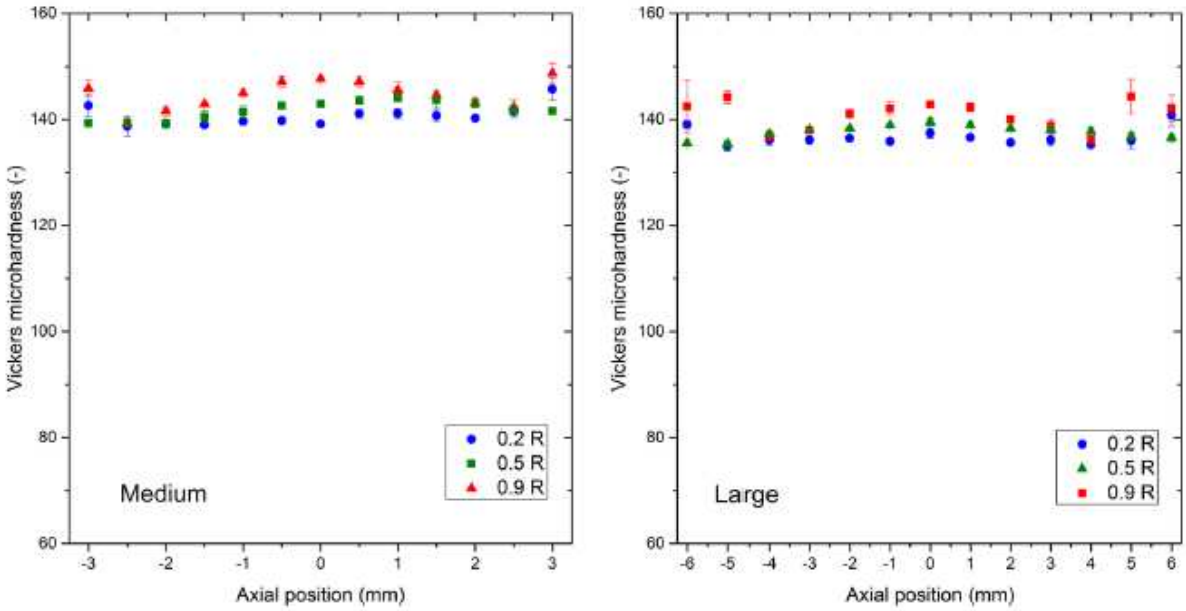


Figura 3.21 – Distribuição axial de dureza ao longo da espessura dos discos médio e grande em três seções transversais das amostras

(HOHENWARTER; PIPPAN, 2019) com permissão[18].

Uma alternativa para o escalonamento das amostras processadas por HPT é a produção de espécimes anelares, uma vez que a região central do disco sofre menor deformação em relação à periferia e pode, portanto, ser descartada. De fato, o processamento por HPT de amostras anelares já havia sido realizado no fim do século XX, como demonstrado nos trabalhos de Erbel (1979) e Saunders e Nutting (1984), que relataram observações microestruturais.

Estudos mais recentes compararam amostras em formato de disco e anelar. Nesse contexto, Edalati *et al.* (2009) analisaram a manutenção das propriedades mecânicas de amostras de Fe 99,96% em ambos os formatos. A amostra anelar, com diâmetros interno e externo de 24 e 30 mm, respectivamente, e espessura de 0,6 mm, apresentou valores de dureza em sua periferia em concordância com a curva de microdureza *Vickers* extrapolada para um disco de 10 mm de diâmetro. Esses resultados corroboraram para que os autores concluíssem que o formato anelar pode ser uma alternativa viável para o processamento via HPT. Ressalta-se que a análise de

microdureza *Vickers* para $N = 1$ indicou um perfil de homogeneidade axial em ambos os formatos, embora a espessura das amostras seja inferior a $0{,}7\ mm$.

Conforme Edalati e Horita (2009), a microdureza *Vickers* de um anel de Al 99,99 %, com diâmetros interno e externo de 94 e $100\ mm$, respectivamente, foi compatível com os dados extrapolados provenientes das medições de microdureza realizadas em dois discos de 10 e $20\ mm$ de diâmetro do mesmo material. Harai *et al.* (2009) relataram homogeneidade radial de microdureza entre três amostras anelares com dimensões de diâmetros internos e externos de: 14 e $20\ mm$, 24 e $30\ mm$, 34 e $40\ mm$, além de uma amostra de disco com $20\ mm$ de diâmetro, conforme a Figura 3.22 e a Figura 3.23. As amostras foram processadas para $N = 1$ e 3, sob pressão de $1{,}25\ GPa$. Ainda, via MET, observou-se que as amostras anelares de diâmetros externos de 20 e $40\ mm$ apresentaram microestruturas similares.

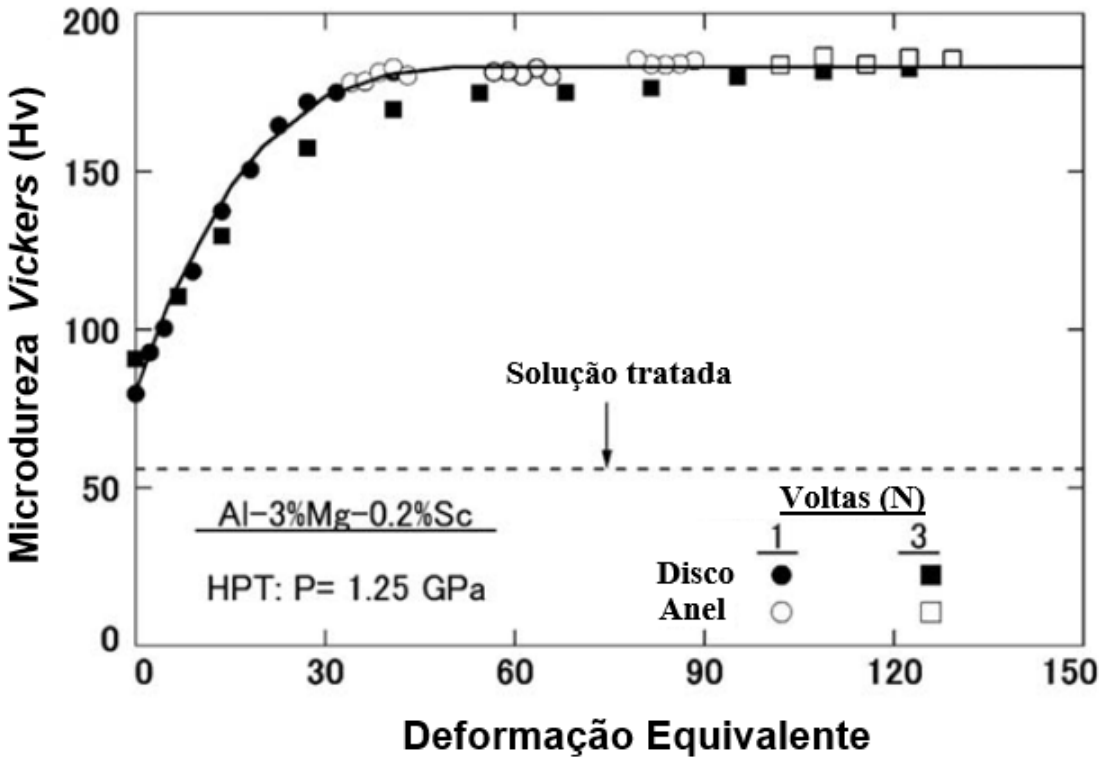


Figura 3.22 – Dados de microdureza de amostras em formato de disco e anelar de Al-*3%* Mg – *0,2%* Sc, plotados em relação a deformação equivalente

(HARAI *et al.*, 2009) com permissão[19].

[19] Imagem reproduzida de HARAI, Y.; EDALATI, K.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Using ring samples to evaluate the processing characteristics in high-pressure torsion. Acta Materialia, v. 57, n. 4, p. 1147–1153, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.10.046

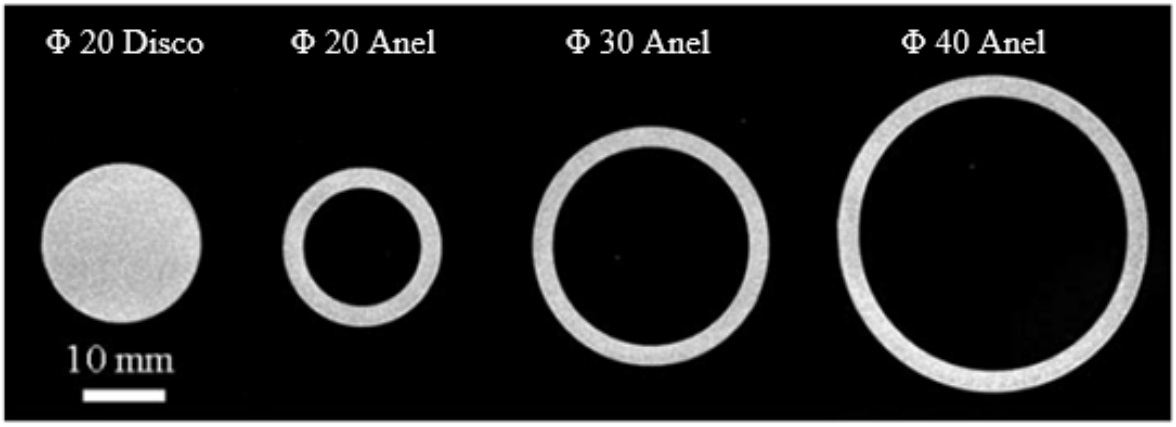


Figura 3.23 – Amostras em formato de disco e anelar de Al-*3%* Mg – *0,2%* Sc (HARAI *et al.*, 2009) com permissão[19].

A Tabela 3 resume algumas contribuições presentes na literatura referentes a amostras processadas por HPT com dimensões superiores às tradicionalmente utilizadas, bem como os trabalhos nos quais amostras anelares foram processadas. Pontua-se que nenhum desses trabalhos apresentou análises via FEM.

Tabela 3 – Literatura referente ao escalonamento de amostras processadas por HPT

Análise	Material	Formato (mm)	RA	N	$P\ (GPa)$	Referência
Sem análise de homogeneidade	Cu 99,9%	Anel: $d_e = 29{,}9$ $d_i = 23{,}1\ e\ t = 3{,}6$	6,4 *e* 8,3	*	~0,5	(ERBEL, 1979)
Homogeneidade microestrutural acima de 2 voltas	Cu e Ag	Anel $d_e = 40$ $d_i = 30\ e\ t = 5$	6 *e* 8	35	~1,2	(SAUNDERS; NUTTING, 1984)
Heterogeneidade microestrutural e de perfil de Dureza *Vickers*	Al-3%Mg-0,2%Sc	Disco: $d = 10$ e $t = 8$	1,3	1	~1	(SAKAI *et al.*, 2005)
Heterogeneidade microestrutural	Al-3%Mg-0,2%Sc	Disco: $d = 10$ e $t = 8$	1,3	2	~1	(SAKAI *et al.*, 2006)
Sem análise de homogeneidade, apenas valores de microdureza *Vickers* para diferentes medidas a uma mesma distância do centro do disco e do anel.	Al 99,99%	Disco: $d = 10$ e $t = 0{,}8$ Disco: $d = 20$ e $t = 0{,}8$ Anel: $d_e = 100$ $d_i = 94\ e\ t = 1$	Discos: 12,5 25 Anel: 94 *e* 100	Discos: 20 20 Anel: 4	Discos: ~1 ~1 Anel: ~0,3	(EDALATI; HORITA, 2009)
Homogeneidade radial de microdureza Vickers para as amostras anelares.	Al-3%Mg-0,2%Sc	Disco: $d = 20$ e $g_d = 0{,}25$ Anel: $d_e = 20$ $d_i = 14\ e\ g_d = 0{,}25$ Anel: $d_e = 30$ $d_i = 24\ e\ g_d = 0{,}25$ Anel: $d_e = 40$ $d_i = 34\ e\ g_d = 0{,}25$	Disco: 40 Anéis: 28 *e* 40 48 *e* 60 68 *e* 80	3	Disco: ~1,25 Anéis: ~1,25	(HARAI *et al.*, 2009)

* Não informado.

... (continua)

Tabela 3 – Literatura referente ao escalonamento de amostras processadas por HPT (continuação)

Análise	Material	Formato (mm)	RA	N	$P\ (GPa)$	Referência
Homogeneidade nas amostras de Fe com RA até 13 Homogeneidade na amostra com RA de 5,6 em função de uma alteração no ângulo de cunha.	Fe Armco	Discos: $d = 8$ e $t = 0{,}6$ Disco: $d = 30$ e $t = 3{,}5$ Disco: $d = 30$ e $t = 5{,}4$ Disco: $d = 9$ e $t = 1{,}9$	13,3 8,6 5,6 4,7	10	~2,8 ~2,8 ~2,8 ~2,8	(HOHENWARTER *et al.*, 2009)
Homogeneidade axial de microdureza Vickers para $r = 8\ mm$. Heterogeneidade axial de microdureza Vickers para $r > 8\ mm$	Aço	Disco: $d = 30$ $t = 7$	4,3	3	*	
Homogeneidade axial de microdureza Vickers, para o disco e para o anel após 1 volta.	Fe 99,96%	Disco: $d = 10$ Anel: $d_e = 30$ $d_i = 24\ e\ g_d = 0{,}25$	Disco: 20 Anel: 48 e 60	20 4	Disco: ~2 Anel: ~2	(EDALATI *et al.*, 2009)
Homogeneidade microestrutural radial após recozimento de 623 K por 1 h.	AZ31 Mg-3%Al-1%Zn AZ61 Mg-6%Al-1%Zn	Disco: $d = 30$ e $t = 1$	30	10	$AZ31$ ~7 $AZ61$ ~6	(MASUDA; HORITA, 2019)
Heterogeneidade axial de microdureza Vickers	Cu-ETP>99,9% wt	Discos: $d = 8$ e $t = 0{,}6$ Disco: $d = 30$ e $t = 6$ Disco: $d = 60$ e $t = 12$	13,33 5 5	5 10 10	~2,8 ~2,8 ~1,7	(HOHENWARTER; PIPPAN, 2019)

* Não informado.

Assim como nos estudos que adaptaram o ECAP em configurações de DPS contínua, também existem tentativas de tornar o HPT um processo contínuo. Nesse cenário, e com base nas solicitações mecânicas envolvidas no método, é conveniente que as tecnologias alternativas busquem ampliar a dimensão do material na direção axial. Uma dessas tecnologias é o *High Pressure Torsion Extrusion* (HPTE), representada esquematicamente na Figura 3.24. Nesse processo, o material é empurrado por um punção, submetido à torção na zona de cisalhamento e, em seguida, extrudado. A redução da seção transversal na zona de extrusão proporciona uma força de atrito e uma pressão hidrostática necessárias na zona de cisalhamento, na qual ocorre o HPT propriamente dito. Os autores processaram um tarugo de Cu com diâmetro de $12\ mm$ e comprimento de $35\ mm$, $RA \sim 0{,}34$, sob pressão de $0{,}85\ GPa$. Os resultados indicaram relativa homogeneidade microestrutural da posição referente à metade do raio até a borda do tarugo, embora heterogeneidades de microdureza foram observadas do centro até $1\ mm$ do raio (IVANISENKO, 2023; IVANISENKO *et al.*, 2016).

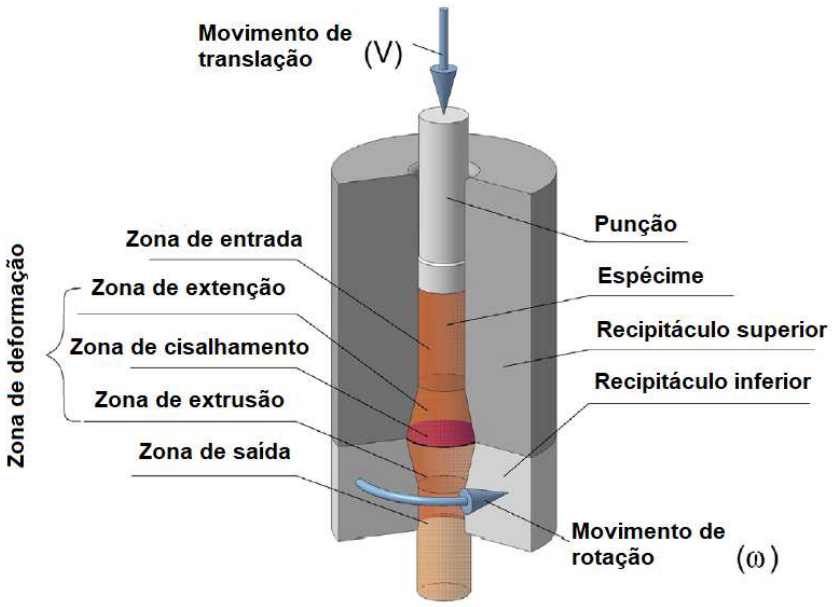


Figura 3.24 – Esquema do processo HPTE

Adaptado de (IVANISENKO *et al.*, 2016) com permissão[20].

Outra tecnologia é o *Incremental High Pressure Torsion* (IHPT), que utiliza um conjunto de matrizes e acessórios que promovem a movimentação da zona de deformação ao longo da amostra. Assim, na prática, a DPS ainda ocorre de modo discreto e restrito a uma região

[20] Imagem reproduzida de IVANISENKO, Y.; KULAGIN, R.; FEDOROV, V.; MAZILKIN, A.; SCHERER, T.; BARETZKY, B.; HAHN, H. High pressure torsion extrusion as a new severe plastic deformation process. Materials Science and Engineering: A, v. 664, p. 247–256, 2016. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.008

específica da amostra, mas torna-se possível o processamento de tarugos com maior espessura. Contudo, a troca do conjunto de matrizes aumenta o tempo de manipulação e processamento. Na Figura 3.25 a), observa-se a micrografia de uma amostra após 15 voltas, com a zona de deformação concentrada apenas na região axial central, além da existência de uma faixa estreita, em posição radial no centro do tarugo, sem deformação aparente. Já a Figura 3.25 b) mostra o tarugo processado, no qual o conjunto de matrizes utilizado permitiu a mudança da zona de deformação na direção axial. Os resultados indicaram heterogeneidades microestruturais e de dureza na direção axial, atribuídas pelos autores a um possível aumento de temperatura durante o processamento. As amostras de Cu 99,9 % processadas tinham $50\,mm$ de diâmetro por $70\,mm$ de espessura, resultando em uma $RA \sim 0{,}71$ (HOHENWARTER, 2015).

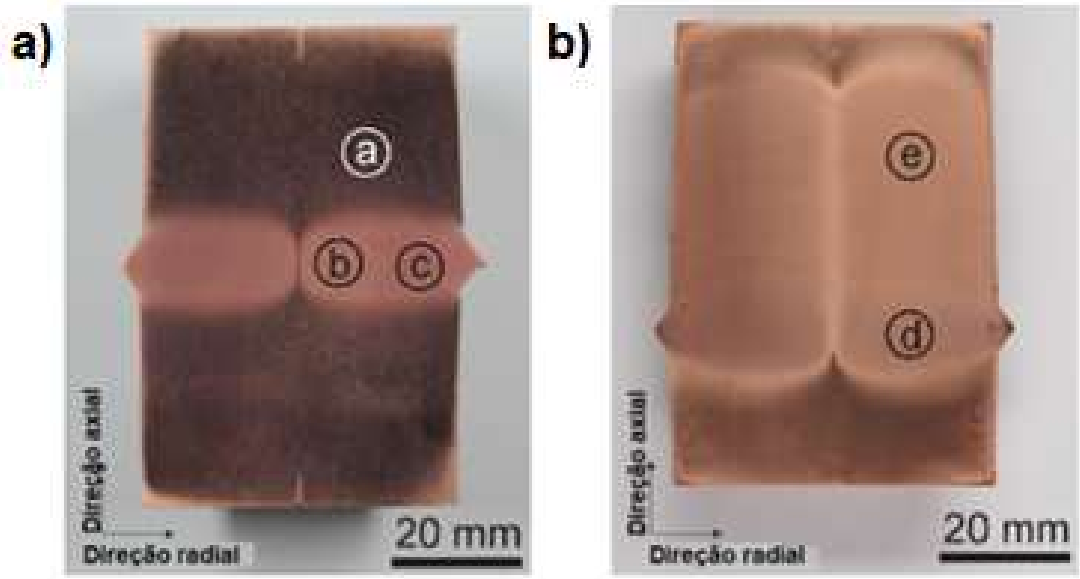


Figura 3.25 – Micrografia das amostras deformadas, onde as áreas deformadas permanecem menos atacadas em comparação com a região não deformada. a) Amostra após uma etapa de deformação, b) Segunda amostra após nove passes de deformação

Adaptado de (HOHENWARTER, 2015) com permissão[21].

Uma tecnologia similar, denominada *Step Incremental High Pressure Torsion* (SIHPT), foi aplicada no processamento de uma amostra de Cu com $10\,mm$ de diâmetro e $50\,mm$ de comprimento, ou seja, $RA = 0{,}2$. Foram relatadas heterogeneidades microestruturais na direção axial e de dureza de $\sim 12\%$ e $\sim 15\%$, respectivamente (ESKANDARZADE *et al.*, 2017).

[21] Imagem reproduzida do artigo open access: HOHENWARTER, A. Incremental high pressure torsion as a novel severe plastic deformation process: processing features and application to copper. Materials Science and Engineering: A, v. 626, p. 80–85, 2015. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.041 e https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/

Embora não tenha sido aplicada na maior parte dos trabalhos anteriormente citados, a análise via FEM permite aprofundar a compressão das variáveis de interesse envolvidas no HPT e suas tecnologias. No estudo de Lee *et al.* (2012), utilizou-se essa estratégia para analisar o processamento de um disco de Cu com $10\ mm$ de diâmetro e $0{,}5\ mm$ de espessura. Na Figura 3.26 a), nota-se a superioridade de deformação imposta por torção comparada à por compressão, sendo a região próxima ao eixo central a menos deformada. A Figura 3.26 b) apresenta os valores teóricos de deformação efetiva comparados ao obtidos via FEM para duas condições de operação. A análise demonstrou que, próximo à borda do disco, a deformação efetiva foi inferior ao valor teórico em ambos os casos, comportamento atribuído a uma taxa de deformação distinta da esperada na periferia do disco.

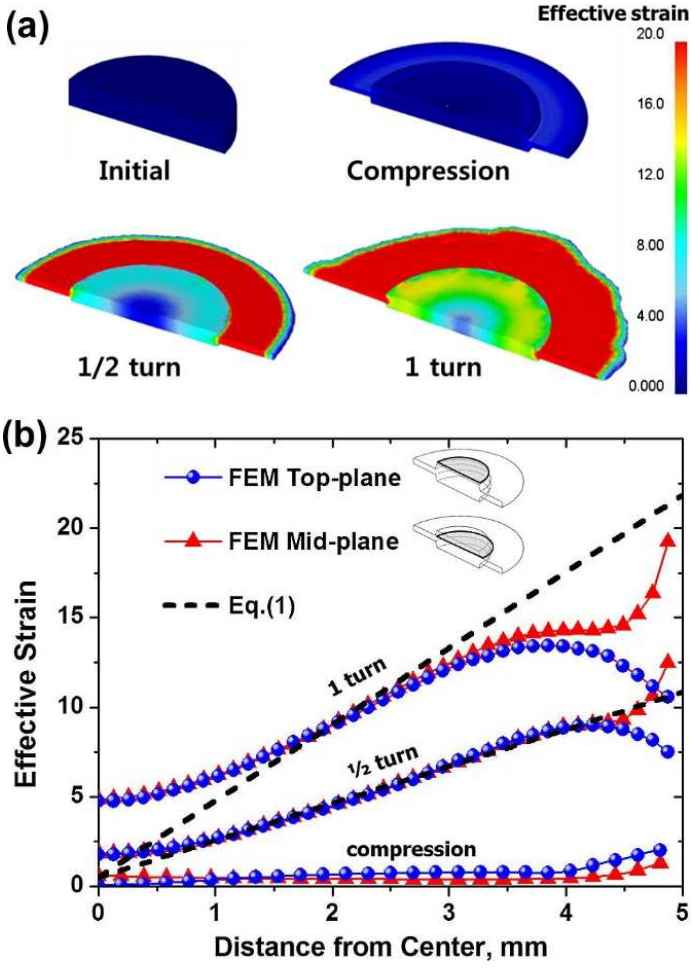


Figura 3.26 – a) Campos de deformação em diferentes estágios do processamento, b) Deformação efetiva nos planos superior e médio com as curvas teóricas

Adaptado de (LEE *et al.*, 2012) com permissão[22].

[22] Imagem reproduzida de LEE, D. J.; YOON, E. Y.; PARK, L. J.; KIM, H. S. The dead metal zone in high-pressure torsion. Scripta Materialia, v. 67, n. 4, p. 384-387, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.05.024

Pereira *et al.* (2014) observaram que o modelo *quasi-constrained* apresentou heterogeneidades de deformação nas bordas de discos de Cu com 10 mm de diâmetro e ~ 0,7 mm de espessura, processados a 1 rpm e 1,5 GPa, com maiores deformações próximas às bordas internas. De acordo com Figueiredo *et al.* (2011), o atrito e a pressão exercem papel essencial na manutenção do material dentro da cavidade das matrizes. Por outro lado, fora dessa região, essas variáveis aparentam desempenhar papel menos influente sobre o campo de deformação. Pereira *et al.* (2014) também observaram que a etapa de compressão anterior à torção pode introduzir algum grau de heterogeneidade de deformação na amostra.

Segundo as análises numéricas realizadas em Lee e Kim (2014), conforme a Figura 3.27, a espessura da amostra influencia na heterogeneidade axial presente na periferia do disco. Segundo os autores, ângulos de cunha superiores a 60° propiciam a formação de zonas mortas, resultando em distribuições heterogêneas de deformação.

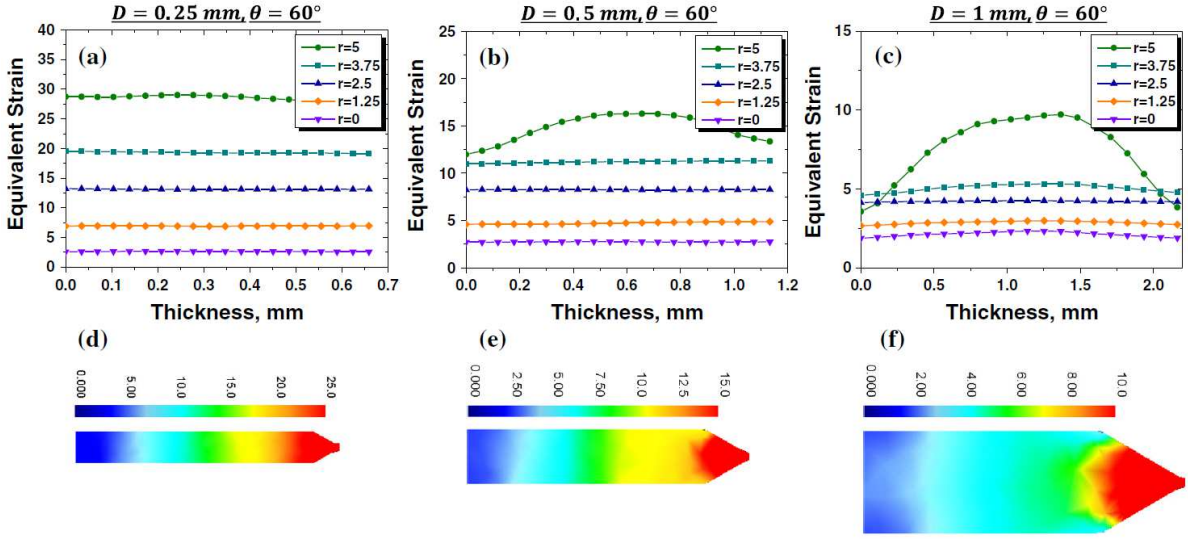


Figura 3.27 – ε_{eq} para o Cu comercial puro 99,98 $wt\%$ para três amostras com diferentes espessuras. Nessa figura, D corresponde a profundidade das matrizes

Adaptado de (LEE; KIM, 2014) com permissão[23].

Edalati *et al.* (2011) apresentaram análises via FEM do aumento da temperatura da amostra em função do aumento da rotação, da pressão e da distância relativa ao centro do disco processado por HPT. O estudo envolveu amostras de Al (99,99%), Cu (99,99%), Fe (99,96%) e Mo (99,9%), com 10 mm de diâmetro e 0,8 mm de espessura. Em linhas gerais, o aumento de

[23] Imagem reproduzida de LEE, D. J.; KIM, H. S. Finite element analysis for the geometry effect on strain inhomogeneity during high-pressure torsion. Journal of Materials Science, v. 49, n. 19, p. 6620-6628, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-014-8283-3

temperatura foi proporcional à dureza do material e à velocidade de rotação. Além disso, a temperatura máxima desenvolveu-se na região na qual o material escoa entre as matrizes, formando a região da rebarba.

3.4 *Accumulative Roll-Bonding* (ARB)

A tecnologia *accumulative roll-bonding* (ARB) destaca-se entre os demais processos de DPS. Como descrito na Seção 3.1, ele segue o mesmo princípio contínuo da laminação, beneficiando-se das elevadas tensões compressivas aplicadas pelos cilindros e das tensões cisalhantes superfícies geradas pelo atrito entre a chapa e os cilindros (DIETER, 1981). Além disso, os estudos pretéritos indicam que o processo de ARB é capaz de alcançar velocidades de processamento da mesma ordem de grandeza dos processos contínuos de ECAP. Por exemplo, velocidades na faixa de 10 até 17,5 mm/s são reportadas na literatura (SAITO, 1998; TSUJI *et al.*, 2002; ZHAN *et al.*, 2008). Ademais, no ARB não estão presentes as restrições que podem ocorrer no ECAP contínuo, como os efeitos negativos do atrito contrário ao fluxo do material no canal e quebra das matrizes que podem inviabilizar o processo.

Contudo, o ARB possui algumas etapas específicas que o diferem da laminação convencional. A primeira delas consiste no corte das chapas, de modo que as partes resultantes apresentem dimensões similares. Em seguida, realiza-se a limpeza das superfícies das chapas que serão colocadas em contato, ela consiste na remoção de impurezas por meio de desengordurantes, como a acetona, e a raspagem metálica com escova de aço inoxidável. Após essa etapa, as superfícies preparadas são sobrepostas. Para garantir o alinhamento entre as chapas, podem ser utilizados métodos como rebites, grampos ou pequenos pontos de solda feitos nas bordas das chapas. Dependendo do material processado e do nível de deformação aplicado, pode ser introduzida uma etapa de aquecimento pré-laminação, realizada em temperatura inferior à de recristalização, a fim de alcançar a microestrutura UFG. Por fim, é realizada a laminação, na qual se efetivam a deformação e a adesão entre as chapas. Após a laminação, a chapa unida pode ser cortada ao meio, ao longo de seu comprimento, para que as etapas sejam repetidas em um novo passe de ARB (JAMAATI; TOROGHINEJAD, 2011; SAITO *et al.*, 1999; YAN *et al.*, 2017). A Figura 3.28 apresenta uma representação esquemática das etapas principais do ARB.

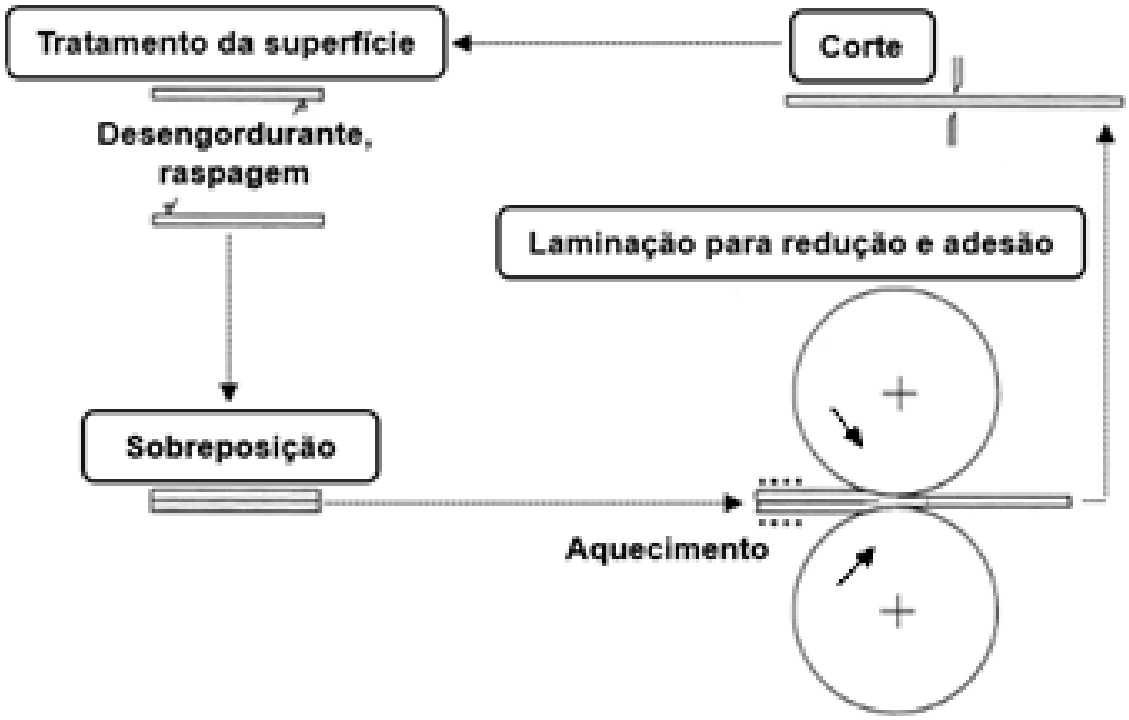


Figura 3.28 – Representação do processo de *accumulative roll-bonding*

Adaptado de (SAITO *et al.*, 1999) com permissão[24].

A etapa de preparação das superfícies é crucial no ARB. Simplificadamente, durante a raspagem, as rugosidades produzidas geram regiões mais resistentes e propensas à fratura. Durante a laminação, essas regiões endurecidas se rompem, expondo áreas mais dúcteis do material, o que favorece uma adesão mais efetiva entre as chapas. Ressalta-se que uma maior rugosidade superficial e um menor intervalo de tempo entre o preparo e a laminação tendem a melhorar a adesão entre as chapas (JAMAATI; TOROGHINEJAD, 2011).

Além disso, a adesão também é influenciada pelo par temperatura e deformação introduzida por passe. Em linhas gerais, o aumento da temperatura de aquecimento pré-laminação reduz a deformação necessária por passe, sem comprometer a qualidade da adesão. Do mesmo modo, maiores deformações por passe podem viabilizar a união mesmo à temperatura ambiente (YAN *et al.*, 2017).

[24] Imagem reproduzida de SAITO, Y.; UTSUNOMIYA, H.; TSUJI, N.; SAKAI, T. Novel ultra-high straining process for bulk materials—development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. Acta Materialia, v. 47, n. 2, p. 579-583, 1999. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00365-6

Com base na literatura, parece ser necessária uma redução por passe de ao menos $50\ \%$ na espessura total das chapas para que a adesão ocorra. A deformação teórica no processo de ARB pode ser estimada pela Equação 1.5, na qual, N, é o número de ciclos.

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2N}{\sqrt{3}}\left(\ln\left(\frac{h_{inicial}}{h_{final}}\right)\right) \qquad 1.5$$

Destaca-se que a Equação 1.5 não considera a deformação redundante adicional proveniente do atrito entre os cilindros de laminação e a superfície das chapas (MIYAJIMA *et al.*, 2016; YAN *et al.*, 2017). A Tabela 4 compila estudos que evidenciam a capacidade de se obter microestruturas UFG homogêneas por meio do ARB. Ademais, alguns trabalhos apresentam os ganhos no limite de resistência à tração em decorrência do processamento. Nota-se que as amostras produzidas em laboratório possuem, normalmente, largura de algumas dezenas de milímetros e apenas um dos estudos pesquisados, conduzido por de Morovvati e Dariani (2017), apresenta largura superior a 100 mm.

Tabela 4 – Literatura referente ao ARB destacando a redução na microestrutura e o aumento no LRT

Material	Dimensões da chapa (mm)	Análise microestrutural	Diâmetro médio (μm)		LRT (MPa)		Referência
			Inicial	Após ARB	Inicial	Após ARB	
Al 1100	$1x20x300$	Homogênea após 6 passes	37	0,67 após 8 passes	80	300 após 6 passes	(SAITO, 1998)
Al 8011 Al 1100	$1x30x300$	Sem análise	26	$0,8 - 0,9$	*	175 após 3 passes 330 após 6 passes	(XING *et al.*, 2001)
Al 1100 Aço IF	$1x20x300$	Sem análise	37 27	$0,27x0,69x1,2$ após 6 passes $0,21x0,52x0,7$ após 5 passes	80 300	275 após 6 passes 819 após 5 passes	(TSUJI *et al.*, 2002)
Cu 99,99 %	$1x20x335$	Heterogênea após 2 passes Homogênea após 4 passes	8	0,9 após 2 passes 0,4 após 4 passes 0,23 após 6 passes	*	*	(TAKATA *et al.*, 2007)
AZ31	1,5x75x200	Homogênea após 3 passes de *ARB* a 300 °C e 400 °C	*	3,16 e 3,45 após 3 passes a $300\ °C$ e $400\ °C$	*	362 após recozimento	(ZHAN *et al.*, 2008)

* Não informado

... (continua)

Tabela 4 – Literatura referente ao ARB destacando a redução na microestrutura e o aumento no LRT (continuação)

Material	Dimensões da chapa (mm)	Análise microestrutural	Diâmetro médio (μm)		LRT (MPa)		Referência
			Inicial	Após ARB	Inicial	Após ARB	
Cu 99,99 %	$1x90x250$	Heterogeneidade pós *ARB* sem lubrificação até 2 passes	32	0,21 após 8 passes de *ARB* com atrito 0,35 após 8 passes de *ARB* com atrito	210	*	(MIYAJIMA *et al.*, 2016)
AA 1200	$1x120x120$	Homogeneidade em 4 e 6 passes e também após recozimento por 30 min em 250 °C	35	1,1 após 6 passes	105	275 após 2 passes 290 após 6 passes	(MOROVVATI; DARIANI, 2017)
AA 1100	$1x20x100$	Homogeneidade microestrutural após 5 passes	11	0,88 após 5 passes 0,72 após 7 passes	130	235 após 5 passes 250 após 7 passes	(AL-FADHALAH *et al.*, 2019)

* Não informado

Análises numéricas realizadas via FEM permitiram investigar a influência do atrito entre os cilindros de laminação e o material processado na magnitude de deformação ao longo da espessura das chapas (INOUE; TSUJI, 2009; INOUE *et al.*, 2013; ROOSTAEI *et al.*, 2010). Além disso, Roostaei *et al.* (2010) analisaram o impacto da temperatura tanto na magnitude quanto no gradiente de deformação. Por sua vez, Inoue *et al.* (2013) destacaram que o diâmetro dos cilindros também pode influenciar o perfil de deformação ao longo da espessura.

3.5 Avaliação das propriedades mecânicas em amostras *"sub-size"*

É essencial mensurar corretamente as propriedades dos materiais processados por DPS, pois isso permite uma compreensão mais abrangente de seu comportamento quando submetidos a esforços de processamento ou de solicitações em serviço. Usualmente, algumas propriedades são avaliadas por meio de ensaios mecânicos, cuja escolha não depende apenas da propriedade de interesse, mas também de fatores como a quantidade, o tamanho dos corpos de prova, além do grau de representatividade dos espécimes. Nesse contexto, o ensaio de tração destaca-se pela razoável facilidade de execução e alta reprodutibilidade (DE SOUZA, 1982). Ademais, a obtenção da curva tensão-deformação a partir do ensaio de tração fornece diversas informações relevantes, tais como: a deformação elástica, o módulo de elasticidade, o limite de escoamento (ou transição elasto-plástica), a deformação plástica e o limite de resistência à tração, entre outras.

No âmbito das dimensões e da representatividade, os processos de DPS são caracterizados pela produção de amostras em escala *sub-size*, o que, consequentemente, limita as dimensões dos corpos de prova que podem ser extraídos. A Tabela 5 apresenta uma compilação de dados da literatura, destacando tanto as dimensões dos espécimes processados quanto da região útil dos corpos de prova, correspondente à porção efetivamente utilizada para medições e cálculos de tensão e deformação.

Tabela 5 – Literatura no campo da DPS com dimensões de corpos de prova para tração

Processo	Material	Espécime (mm)	Corpos de prova (mm)	Referência
ECAP	Al 1100	$\emptyset 10x60$	$2x3x5$ (-)	(HORITA *et al.*, 2000)
	Al 1100	$\emptyset 10x60$ e $\emptyset 40x100$	$2x3x5$ (-)	(HORITA *et al.*, 2001)
	Cu 99,95%	$20x20$ *	$\emptyset 4x25$ (+)	(DALLA TORRE *et al.*, 2004)
	Fe Armco	**	$0{,}3x2x2{,}7$ (-)	(SUŚ-RYSZKOWSKA *et al.*, 2004)
	Al 1070	$7{,}6x7{,}6x46$	$\emptyset 2{,}5x12{,}5$ (-)	(ROSOCHOWSKI *et al.*, 2007)
	Cu 99,98 %	$\emptyset 10x60$	$0{,}8x1x1$ (-)	(LUGO *et al.*, 2008)
	AZ 31 e ZK 60	$\emptyset 10x60$	$2x3x4$ (-)	(FIGUEIREDO; LANGDON, 2009)
	Al 6061	$\emptyset 16x120$	$\emptyset 3x15$ *Russian State Standard* GOST 1497-84 (-)	(MURASHKIN *et al.*, 2009)
	ZK 60	$\emptyset 10$ Não tem	$2x3x4$ (-)	(CETLIN *et al.*, 2010)
	AZ 31	$\emptyset 10x60$	$2x3x4$ (-)	(FIGUEIREDO; LANGDON, 2010)
	Cu-Zn	$\emptyset 12x78$	$\emptyset$6x24 ASTM E8 (-)	(KADIYAN; DEHIYA, 2019)
ECAP - SL	Al 6061	$\emptyset 10x36{,}5$	$\emptyset 5x25$ ASTM E8M (+)	(JIN *et al.*, 2012)
Conshearing	Al 1100	$1x20$ *	1x5x10 (-)	(SAITO *et al.*, 2000)
	Al 1100	$2x19x2\ m$	2x5x10 (-)	(UTSUNOMIYA *et al.*, 2004)
ECAP - *conform*	Al 99,95%	$\emptyset 3{,}4x1\ m$	$\emptyset$1x5 (-)	(RAAB *et al.*, 2004)
	Grade 4 - Ti	$\emptyset 8x1m\ até\ 30\ m$	$\emptyset$3x15 (-)	(RAAB *et al.*, 2008)
	AA 1100	$\emptyset 5x10$	$1x5x5$ (-)	(DERAKHSHAN *et al.*, 2019)

*Não tem informação quanto o comprimento do lingote; **Não tem informação das dimensões do lingote. ... (continua)

(-)Não a descrição direta quanto ao uso de extensômetro; (+)Informa o uso de extensômetro.

Tabela 5 – Literatura no campo da DPS com dimensões de corpos de prova para tração (continuação)

Processo	Material	Espécime (mm)	Corpos de prova (mm)	Referência
HPT	Cu 99,99%	$\emptyset 10x0{,}8$; $\emptyset e30x\emptyset i24x0{,}8$	$0{,}8x1x1$ (-)	(EDALATI *et al.*, 2008)
	Al-3%Mg-0,2% Sc	$\emptyset 10x8{,}57$	$1x1x1$ (-)	(HORITA; LANGDON, 2008)
	Cu 99,98 %	$\emptyset 10x0{,}8$	$0{,}8x1x1$ (-)	(LUGO *et al.*, 2008)
	Fe 99,96%	$\emptyset 10x0{,}8$; $\emptyset e30x\emptyset i24x0{,}8$	$0{,}8x1x1$ (-)	(EDALATI *et al.*, 2009)
	Ti 99,4	$\emptyset 10x0{,}85$	$0{,}5x1x1$ (-)	(EDALATI *et al.*, 2009)
	Al-3%Mg– 0,2%Sc	$\emptyset 20x0{,}8$; $\emptyset e20x\emptyset i14x0{,}8$ $\emptyset e30x\emptyset i24x0{,}8$ $\emptyset e40x\emptyset i34x0{,}8$	$0{,}6x1x1$ (-)	(HARAI *et al.*, 2009)
	Mg 99,9%	$\emptyset 10x0{,}8$	$0{,}5x0{,}7x1{,}5$ (-)	(EDALATI *et al.*, 2011)
	Mg	$\emptyset 10x0{,}72$	$0{,}72x1x1$ (-)	(FIGUEIREDO *et al.*, 2017)
SIHPT	Cu	$\emptyset 10x50$	Ø6x30 ASTM E8M (-)	(ESKANDARZADE *et al.*, 2017)
ARB	Al 1100	$1x20x300$	1x5x10 (-)	(SAITO, 1998)
	Al 1100	$1x30x300$	6x6x25 ASTM E8M (-)	(XING *et al.*, 2001)
	Al 1100	$1x20x300$	1x5x10 JIS-5 (-)	(TSUJI *et al.*, 2002)
	AZ 31	1,5x75x200	1,5x3,2x8,4 (-)	(ZHAN *et al.*, 2008)
	Al 1050 (99,5%)	1x100x300	1x8x33,5 (+)	(BÖHNER *et al.*, 2011)
	Al 1050 e Zn	0,9x60x120 e 0,25x60x120	1,1x6x25 ASTM-E8 (-)	(DEHSORKHI *et al.*, 2011)
	Cu 99,99%	1x90x250	1x3x10 (-)	(MIYAJIMA *et al.*, 2016)
	AA 1200	1x120x120	ASTM-E8 (+)	(MOROVVATI; DARIANI, 2017)
	AA 1100	1x20x100	1x6x25 ASME E8 (-)	(AL-FADHALAH *et al.*, 2019)

*Não tem informação quanto o comprimento do lingote; **Não tem informação das dimensões do lingote.

(-)Não a descrição direta quanto ao uso de extensômetro; (+)Informa o uso de extensômetro.

Dentro desse compilado, no caso de amostras *sub-size* provenientes do HPT, apenas no estudo de Edalati *et al.* (2011) o comprimento útil ultrapassou $1\ mm$. Ainda assim, os autores descrevem a necessidade de cuidados especiais com o corpo de prova, em função de seu tamanho reduzido. Em relação ao processamento por ECAP, apenas os trabalhos de Dalla Torre *et al.* (2004), Rosochowski *et al.* (2007) e Murashkin *et al.* (2009) reportaram espécimes com comprimento útil superior a $10\ mm$. Por outro lado, o processamento por ARB, por ter um viés de produção contínua, viabiliza a usinagem de corpos de prova com comprimento útil igual ou superior a $10\ mm$. Outro aspecto é que, além das dimensões úteis, os corpos de prova podem apresentar variações nos raios de concordância e outras especificidades geométricas. As Figuras Figura 3.29, Figura 3.30, Figura 3.31, Figura 3.32 e Figura 3.33 evidenciam essas diferenças.

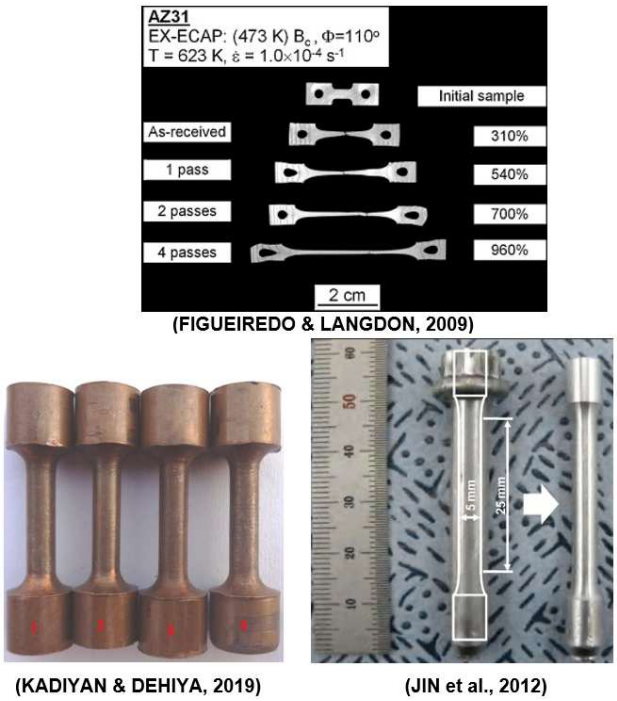


Figura 3.29 – Corpos de prova reportados na literatura de DPS em trabalhos envolvendo ECAP

Adaptado com permissões de (FIGUEIREDO; LANGDON, 2009)[25], (JIN *et al.*, 2012)[26], e (KADIYAN; DEHIYA, 2019)[27].

[25] Imagem reproduzida de FIGUEIREDO, R. B.; LANGDON, T. G. Principles of grain refinement and superplastic flow in magnesium alloys processed by ECAP. Materials Science and Engineering: A, v. 501, n. 1-2, p. 105-114, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.09.058

[26] Imagem reproduzida de JIN, Y. G.; BAEK, H. M.; HWANG, S. K.; IM, Y. T.; JEON, B. C. Continuous high strength aluminum bolt manufacturing by the spring-loaded ECAP system. Journal of Materials Processing Technology, v. 212, n. 4, p. 848–855, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.11.010

[27] Imagem reproduzida de KADIYAN, S.; DEHIYA, B. S. Effects of severe plastic deformation by ECAP on the microstructure and mechanical properties of a commercial copper alloy. Materials Research Express, v. 6, n. 11, p. 116570, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab4a44

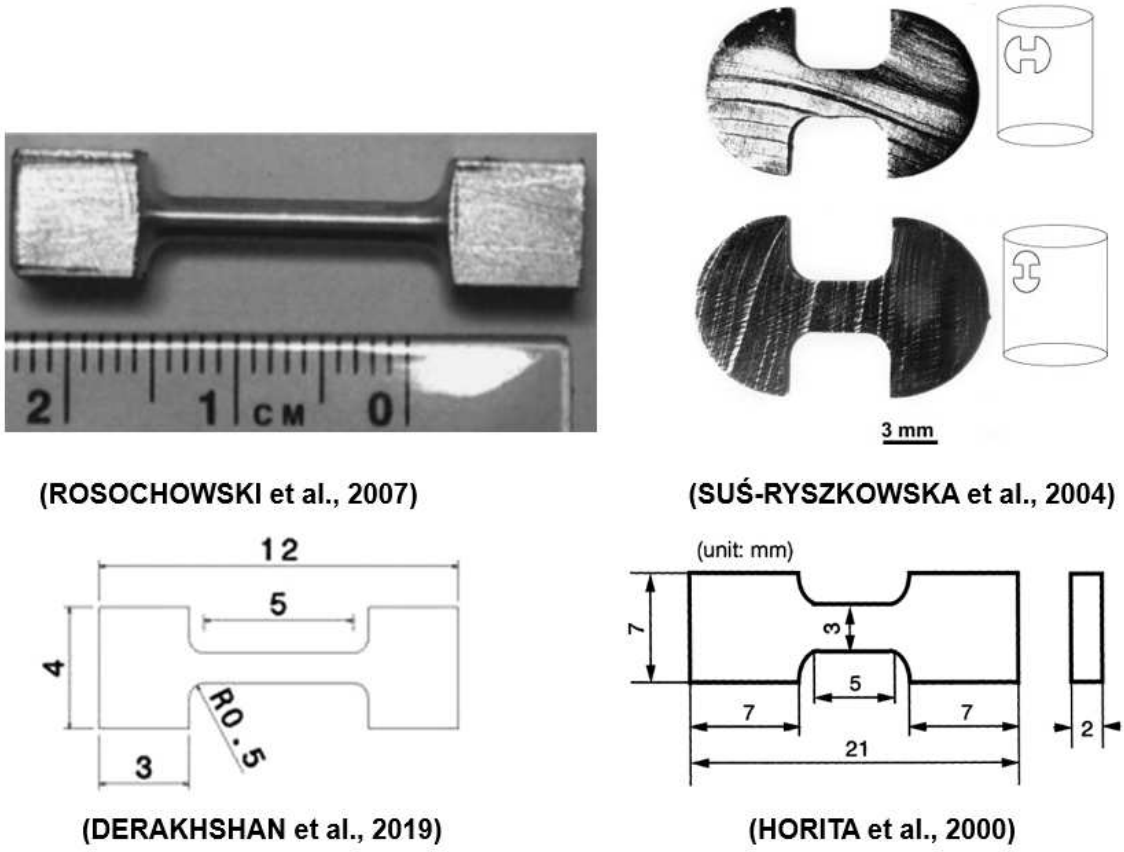


Figura 3.30 – Corpos de prova reportados na literatura de DPS em trabalhos envolvendo ECAP

Adaptado com permissões de (HORITA *et al.*, 2000)[28], (SUŚ-RYSZKOWSKA *et al.*, 2004)[29], (ROSOCHOWSKI *et al.*, 2007)[30], (DERAKHSHAN *et al.*, 2019) [31].

[28] Imagem reproduzida de HORITA, Z.; FUJINAMI, T.; NEMOTO, M.; LANGDON, T. G. Equal-channel angular pressing of commercial aluminum alloys: grain refinement, thermal stability and tensile properties. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31, n. 3, p. 691–701, 2000. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11661-000-0011-8

[29] Imagem reproduzida de SUŚ-RYSZKOWSKA, M.; WEJRZANOWSKI, T.; PAKIEŁA, Z.; KURZYDŁOWSKI, K. J. Microstructure of ECAP severely deformed iron and its mechanical properties. Materials Science and Engineering: A, v. 369, n. 1-2, p. 151-156, 2004. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.318

[30] Imagem reproduzida de ROSOCHOWSKI, A.; OLEJNIK, L.; RICHERT, M. 3D-ECAP of square aluminium billets. In: Advanced Methods in Material Forming. Springer. p. 215-232, 2007. Disponível em: https://doi.org/10.1007/3-540-69845-0_13

[31] Imagem reproduzida de DERAKHSHAN, J. F.; PARSA, M. H.; JAFARIAN, H. R. Microstructure and mechanical properties variations of pure aluminum subjected to one pass of ECAP-Conform process. Materials Science and Engineering: A, v. 747, p. 120-129, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.058

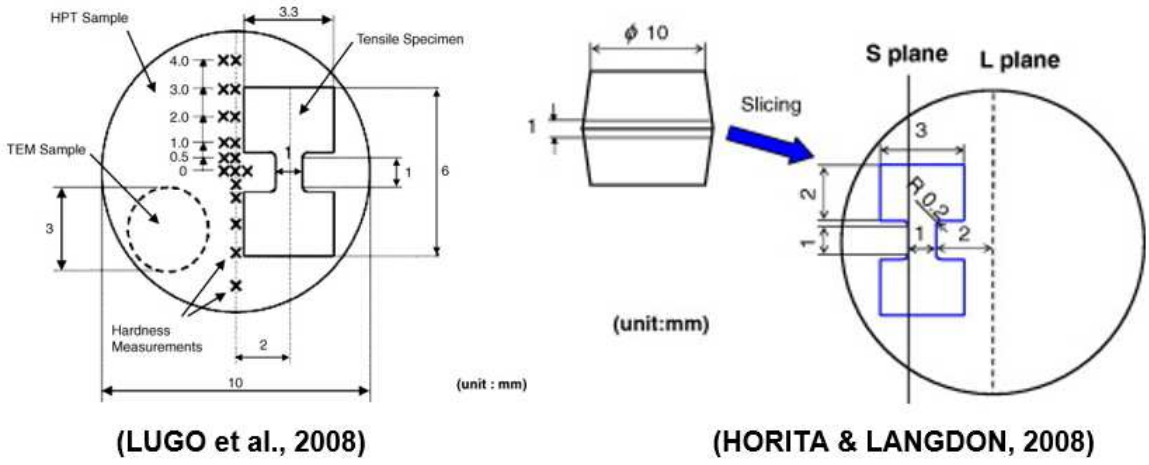


Figura 3.31 – Corpos de prova reportados na literatura de DPS em trabalhos envolvendo HPT

Adaptado com permissões de (LUGO *et al.*, 2008)[32] e (HORITA; LANGDON, 2008)[33].

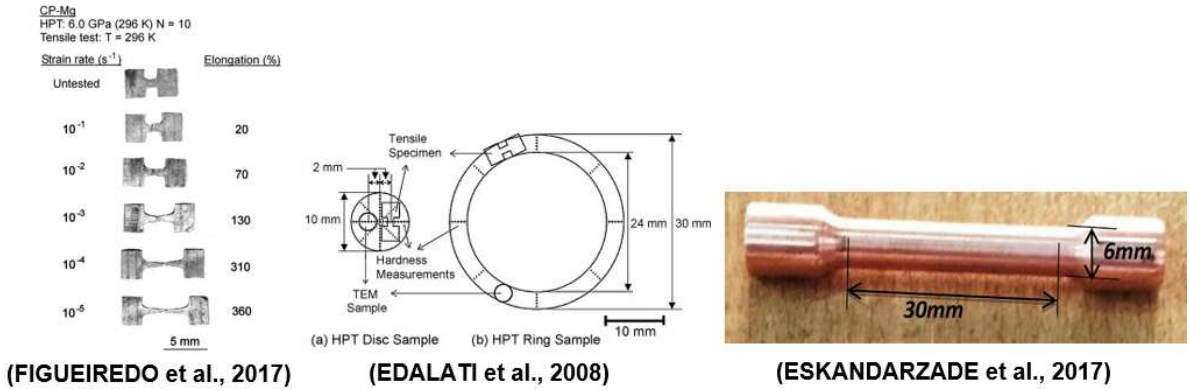


Figura 3.32 – Corpos de prova reportados na literatura de DPS em trabalhos envolvendo HPT

Adaptado com permissões de (EDALATI *et al.*, 2008)[34], (FIGUEIREDO *et al.*, 2017)[35] e (ESKANDARZADE *et al.*, 2017) [36].

---

[32] Imagem reproduzida de LUGO, N.; LLORCA, N.; CABRERA, J. M.; HORITA, Z. Microstructures and mechanical properties of pure copper deformed severely by equal-channel angular pressing and high pressure torsion. Materials Science and Engineering: A, v. 477, n. 1-2, p. 366-371, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.083

[33] Imagem reproduzida de HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Achieving exceptional superplasticity in a bulk aluminum alloy processed by high-pressure torsion. Scripta Materialia, v. 58, n. 11, p. 1029–1032, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.01.043

[34] Imagem reproduzida de EDALATI, K.; FUJIOKA, T.; HORITA, Z. Microstructure and mechanical properties of pure Cu processed by high-pressure torsion. Materials Science and Engineering: A, v. 497, n. 1–2, p. 168-173, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.06.039

[35] Imagem reproduzida de FIGUEIREDO, R. B.; SABBAGHIANRAD, S.; GIWA, A.; GREER, J. R.; LANGDON, T. G. Evidence for exceptional low temperature ductility in polycrystalline magnesium processed by severe plastic deformation. Acta Materialia, v. 122, p. 322-331, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.054

[36] Imagem reproduzida de ESKANDARZADE, M.; MASOUMI, A.; FARAJI, G.; MOHAMMADPOUR, M.; YAN, X. A new designed incremental high-pressure torsion process for producing long nanostructured rod

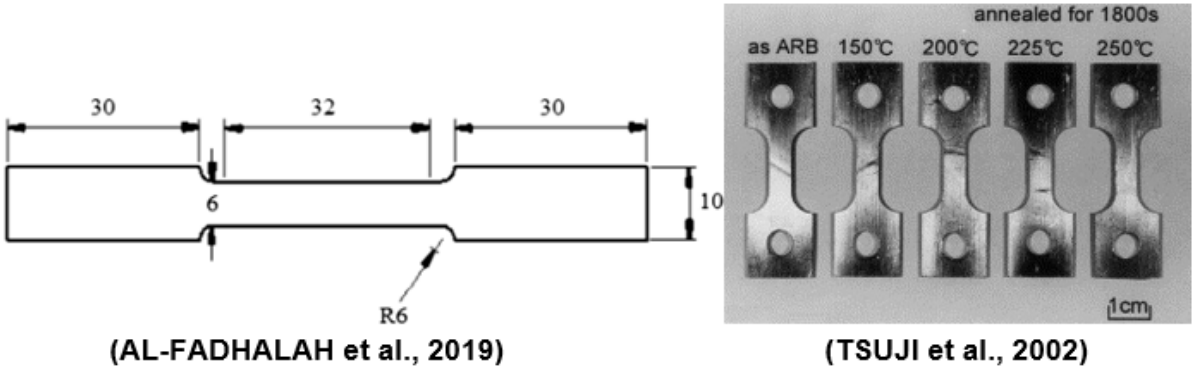


Figura 3.33 – Corpos de prova reportados na literatura de DPS em trabalhos envolvendo ARB

Adaptado com permissões de (AL-FADHALAH *et al.*, 2019)[37] e (TSUJI *et al.*, 2002) [38].

O comprimento útil está diretamente relacionado ao parâmetro de deformação. A maioria dos trabalhos apresentados na Tabela 5 não descreve o uso de instrumentos para medição direta da deformação durante o ensaio. Pode-se inferir que, nesses casos, quando relatada, a deformação foi obtida com base no deslocamento do cabeçote do equipamento. Em alguns trabalhos, os autores esclarecem a estratégia adotada, como em Rosochowski *et al.* (2007), em que os dados de carga e deslocamento do cabeçote foram utilizados diretamente para obtenção de uma curva força por deslocamento. Em Figueiredo e Langdon (2009), os dados foram convertidos em tensão e deformação verdadeira, assumindo o comportamento de deformação homogênea ao longo do comprimento útil. A deformação e a tensão verdadeira também foram obtidas sob a suposição de deformação uniforme nos resultados apresentados por Tsuji *et al.* (2002). Figueiredo *et al.* (2017) descreveram que a influência de deformações elásticas da máquina foi compensada, ajustando-se os dados do cabeçote e da carga com o módulo de elasticidade teórico do magnésio.

No entanto, o uso do deslocamento do cabeçote na determinação da deformação pode ser uma fonte de erros (ZHAO *et al.*, 2009). Essa consideração tende a superestimar os valores de deformação, pois não desconsidera possíveis deformações fora da região útil, como aquelas

samples. Journal of Alloys and Compounds, v. 695, p. 1539-1546, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.10.296

[37] Imagem reproduzida de AL-FADHALAH, K. J.; ALYAZIDI, M. K.; RAFIQ, M. Effect of microstructure refinement on hardness homogeneity of aluminum alloy 1100 processed by accumulative roll bonding. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 28, p. 4693–4706, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11665-019-04228-3

[38] Imagem reproduzida de TSUJI, N.; ITO, Y.; SAITO, Y.; MINAMINO, Y. Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing. Scripta Materialia, v. 47, n. 12, p. 893-899, 2002. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00282-8

associadas à curvatura de concordância entre o comprimento útil e a cabeça do corpo de prova. Além disso, não contabiliza eventuais escorregamentos entre o corpo de prova e as garras do equipamento, nem a influência de fatores como a rigidez estrutural e folgas presentes na máquina de ensaio (CRUZ *et al.*, 2020; VERLEYSEN *et al.*, 2015).

Para contornar esse problema, podem ser utilizados dispositivos como os extensômetros, capazes de medir pequenas variações de deslocamento. No entanto, eles condicionam a medição do deslocamento a uma região útil do aparelho, que é menor ou igual ao comprimento útil do corpo de prova. De fato, quanto mais próximo do comprimento útil, mais representativo será o valor da deformação mensurada (DE SOUZA, 1982).

Ainda assim, o uso de extensômetros em amostras processadas por DPS apresenta desafios devido ao comprimento útil reduzido dessas amostras. Apesar da ampla disponibilidade de extensômetros nos catálogos de diversos fabricantes, o comprimento útil desses dispositivos parece estar limitado a $8\ mm$ ou mais (INSTRON, 2023; SHIMADZU, 2024). Além disso, o próprio contato do extensômetro com o corpo de prova pode introduzir esforços adicionais. Essas limitações tornam o uso desse instrumento um desafio em pesquisas relacionadas a DPS.

Nesse contexto, a técnica de extensometria óptica com a correlação digital de imagens – *Digital image correlation* (DIC), surge como uma opção atraente para mensurar os deslocamentos que ocorrem na superfície de corpos de prova provenientes de amostras *sub-size*. Esse método baseia-se na captura de imagens da superfície do corpo de prova durante o ensaio. Posteriormente, essas imagens são correlacionadas por meio de programas comerciais ou de código aberto, que fornecem o campo de distribuição bem como os valores médios de propriedades como a deformação, a taxa de deformação, a velocidade, a tensão, entre outros. Ademais, a sincronização adequada entre a aquisição das imagens e os dados fornecidos pelo equipamento de ensaio possibilita a obtenção da curva tensão-deformação do material.

Uma das vantagens do método DIC é a ausência de contato direto com o corpo de prova. Isso elimina a introdução de esforços adicionais durante o ensaio, o que o torna ainda mais atrativo para amostras *sub-size*. No entanto, embora seja considerado um método não invasivo, ele demanda etapas de preparação da superfície do corpo de prova. Um procedimento comum é a aplicação de uma camada de tinta clara sobre a superfície, como campo de fundo, seguida pela pulverização de tinta escura para criar os pontos dispersos. Alternativamente, pode-se inicialmente aplicar uma tinta escura e, em seguida, pulverizar uma tinta fluorescente. A aplicação das tintas pode ser feita com o uso de rolos de pintura, ou esponjas porosas (JONES

et al., 2018; SCHREIER *et al.*, 2009). De qualquer modo, é essencial que a distribuição de pontos seja aleatória, pois padrões repetitivos podem induzir erros nos sistemas DIC (JONES *et al.*, 2018; REU, 2012; SCHREIER *et al.*, 2009).

A Figura 3.34 apresenta um esquema ilustrativo da configuração básica do sistema DIC-2D aplicado a um ensaio de tração. O corpo de prova, previamente preparado, é posicionado na máquina de tração juntamente com o sistema de captura, composto de uma única câmera. Um sistema de iluminação adicional pode ser utilizado para garantir uma luminosidade homogênea e constante, minimizando possíveis distorções nas imagens capturadas. Nos programas de análise DIC, é necessário definir parâmetros essenciais, como a calibração da escala, a definição da região de interesse, *region of interest* (ROI) e a configuração dos *subsets*, que, simplificadamente, correspondem às subdivisões realizadas no ROI para as etapas de correlação entre as imagens (PAN *et al.*, 2009).

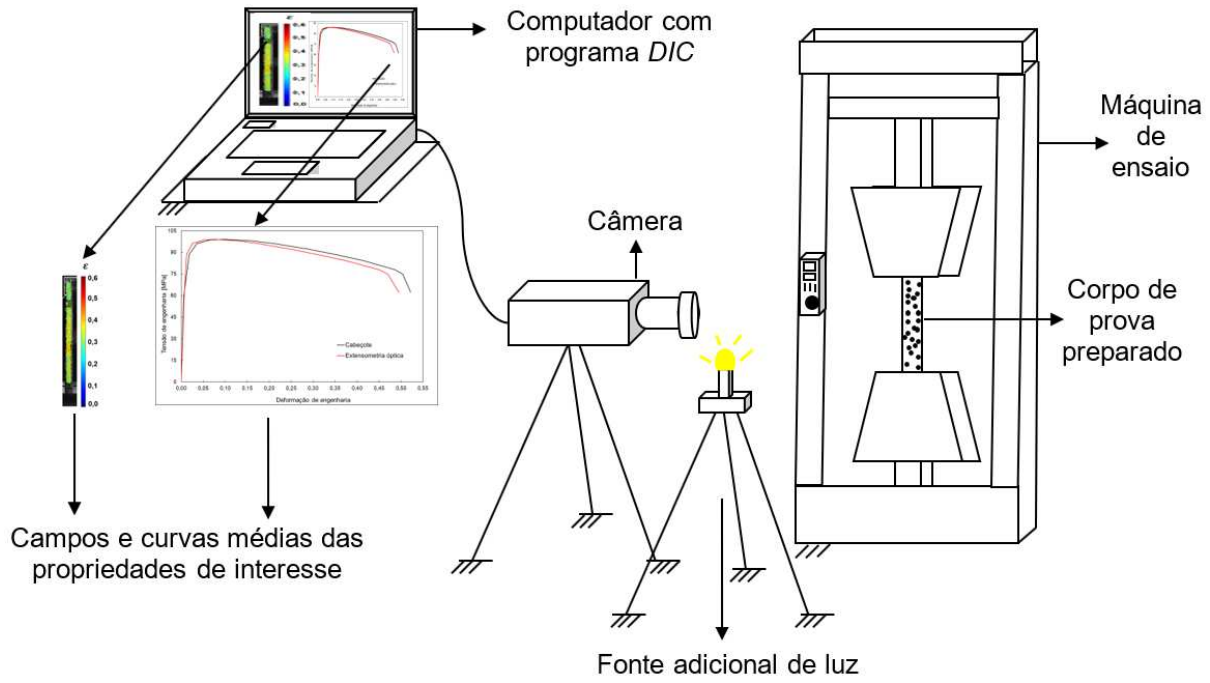


Figura 3.34 – Esquema do sistema *DIC-2D* aplicado a um ensaio de tração

Elaboração própria.

A técnica de DIC já foi utilizada em estudos científicos. Por exemplo, Cruz *et al.* (2020) adotaram o método via programa comercial *VIC-2D* para a análise de espécimes submetidos à tração, bem como em um protótipo para testes de compressão e tração de corpos de prova miniaturizados. Segundo os autores, o DIC mostrou-se adequado, permitindo uma análise detalhada das deformações e a obtenção das curvas tensão deformação. De forma semelhante,

Verleysen *et al.* (2015) utilizaram o programa comercial *MatchID* em ensaios de tração realizados em espécimes provenientes de amostras *sub-size* processadas por HPT.

Uma das vantagens associadas ao uso do DIC é a possibilidade de desenvolver ou adotar programas de código aberto já disponíveis, o que reduz os custos associados à aquisição de programas comerciais, fator relevante no contexto acadêmico. Por exemplo, o programa *SDMAP3D*, desenvolvido na *Universidade de Yale*, foi aplicado em espécimes de aço, permitindo a obtenção de campos de deformação, curvas tensão-deformação, limites de resistência e o comportamento de deformação pós-estricção (TONG *et al.*, 2005). O mesmo programa também foi utilizado para analisar deformações, inclusive pós-estricção, em ensaios de tração realizados por Savic *et al.* (2010).

Outro exemplo é o programa de código aberto *NCORR*, que foi comparado ao programa comercial *VIC-2D* em estudos envolvendo compressão de anéis e ensaios de flexão em quatro pontos de espécimes de epóxi. A correspondência entre os resultados sugere que o *NCORR* é uma alternativa confiável, flexível e de baixo custo para análises bidimensionais (HARILAL, 2014). Adicionalmente, o *NCORR* mostrou-se eficaz na determinação do módulo de elasticidade e das curvas tensão-deformação de três materiais distintos, incluindo o Al. Os resultados foram comparados com dados obtidos por extensômetros. A Figura 3.35 apresenta mapas detalhados de deformação obtidos no ensaio de tração de Al, e a Figura 3.36 mostra, inclusive, a identificação da formação da estricção utilizando o código *NCORR* (QUANJIN *et al.*, 2020).

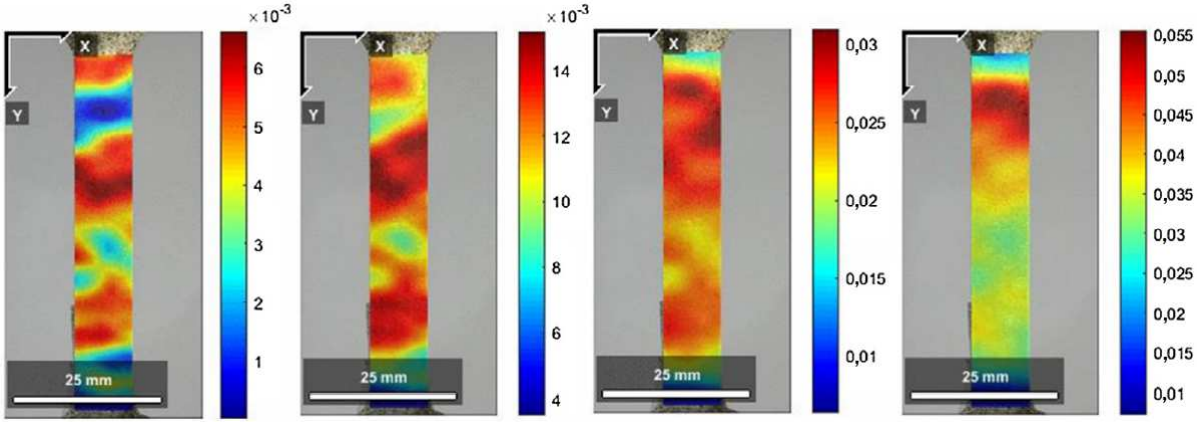


Figura 3.35 – Campos de deformação de um corpo de prova de Al submetido a tração. Campos obtidos com o programa *NCORR*

Adaptado de (QUANJIN *et al.*, 2020) com permissão[39].

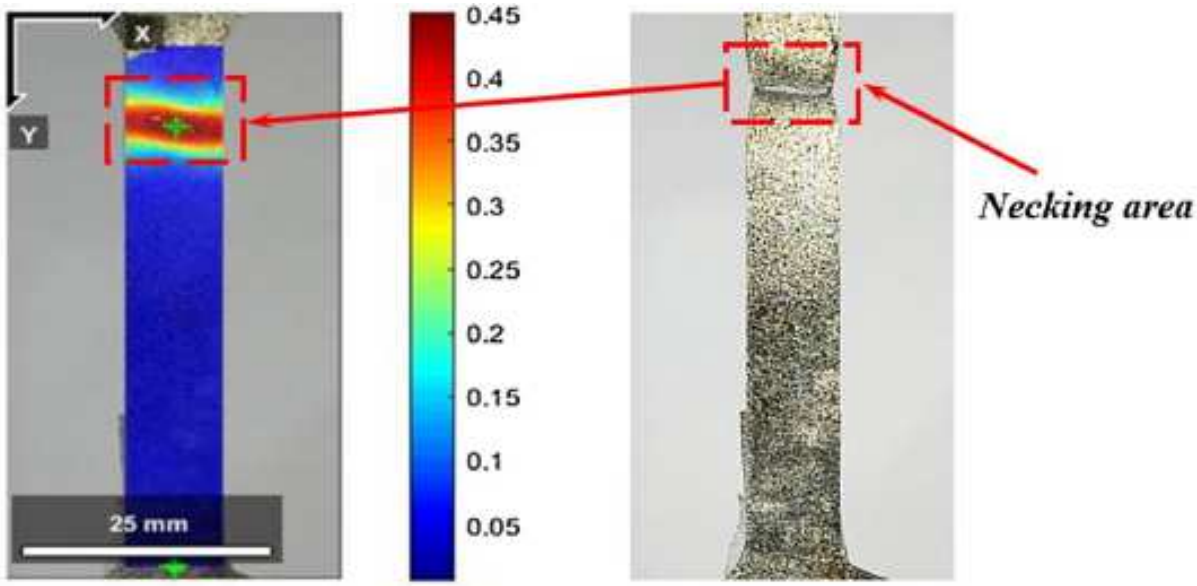


Figura 3.36 – Campos de deformação de um corpo de prova de Al submetido a tração detalhando a região de estricção. Campos obtidos com o programa *NCORR*

Adaptado de (QUANJIN *et al.*, 2020) com permissão[39].

As aplicações mencionadas sugerem que essa metodologia pode se tornar uma ferramenta valiosa no processo de padronização de ensaios realizados em corpos de prova de diferentes dimensões, incluindo aqueles provenientes de amostras *sub-size*. Nesse sentido, a extensometria óptica com a correlação de imagens tem potencial de promover uma correlação mais robusta

[39] Imagem reproduzida de QUANJIN, M.; REJAB, M. R. M.; HALIM, Q.; MERZUKI, M. N. M.; DARUS, M. A. H. Experimental investigation of the tensile test using digital image correlation (DIC) method. Materials Today: Proceedings, v. 27, p. 757-763, 2020. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.072

entre os dados adquiridos para os corpos de prova extraídos de amostras processadas por DPS escalonadas e *sub-size*.

4 METODOLOGIA

4.1 Definição do escopo da pesquisa

A presente tese analisa o potencial de aumento das dimensões de amostras processadas por deformação plástica severa. Assim, são estudados três tipos de processamento: o método CARP, o HPT e o ARB. O primeiro corresponde a uma tecnologia de produção continua de materiais. O segundo, embora caracterizado como descontínuo, permite a introdução de elevados níveis de deformação e pode possibilitar o aumento das dimensões dos discos processados, mantendo a homogeneidade no material. O ARB também se trata de uma tecnologia de produção contínua de chapas, utilizando da infraestrutura normalmente empregada no processo de laminação.

Para a realização de um projeto que envolve FEM, o primeiro passo é a definição da ferramenta numérica a ser utilizada. Neste trabalho, optou-se pelo programa comercial *QForm*, que oferece considerável flexibilidade, permitindo a introdução de geometrias e dinâmicas específicas de processos inovadores de conformação, como os de DPS.

De modo geral, os estudos de simulação envolvem a definição de uma geometria, que corresponde ao domínio computacional, estabelecendo-se qual a configuração do sistema no espaço. Por exemplo, se a simulação será definida como bidimensional, ou tridimensional, ou outra configuração específica. O domínio deve ser discretizado no espaço por meio da geração de uma malha. Além disso, se faz necessário selecionar os materiais e os modelos para compor a física dos componentes. Outro aspecto importante é a definição das condições de operação, incluindo as condições iniciais e de contorno aplicáveis a cada situação analisada.

Por fim, está tese analisa o potencial de um sistema de baixo custo de extensometria óptica na determinação da deformação em ensaios de tração. Em uma das condições analisadas, os resultados são comparados aos obtidos com um extensômetro convencional.

4.2 Processamento por CARP

No cenário de adaptação dos conceitos do ECAP para um processamento contínuo, surge a tecnologia *Cold angular rolling process* (CARP). O sistema CARP consiste em guiar uma

chapa metálica por um canal definido entre a matriz rotor e a matriz externa. A chapa sofre deformação pela redução de espessura enquanto é guiada pelo rotor dentro do canal, até alcançar a mudança de direção provocada pela matriz externa, que atua como um anteparo. Este submete a chapa a uma deformação cisalhante similar à presente no ECAP. A Figura 4.1 a) apresenta a matriz rotor e a matriz externa estacionária utilizadas no sistema CARP. Os componentes têm as seguintes dimensões: a matriz rotor possui diâmetro de $100\ mm$, enquanto a matriz externa possui, na entrada, o diâmetro de $102\ mm$, reduzindo-se gradualmente até $101{,}8\ mm$. Essa configuração permite que chapas com espessura inicial de $1\ mm$ sejam processadas, sofrendo uma redução de $0{,}1\ mm$ na região circunferencial. A deformação plástica severa ocorre devido à ação do anteparo que impõe uma mudança de direção com ângulo de $135°$ no canal. A Figura 4.1 b) apresenta um esquema da região final do canal, destacando a redução de espessura e a mudança de direção no ângulo de $135°$.

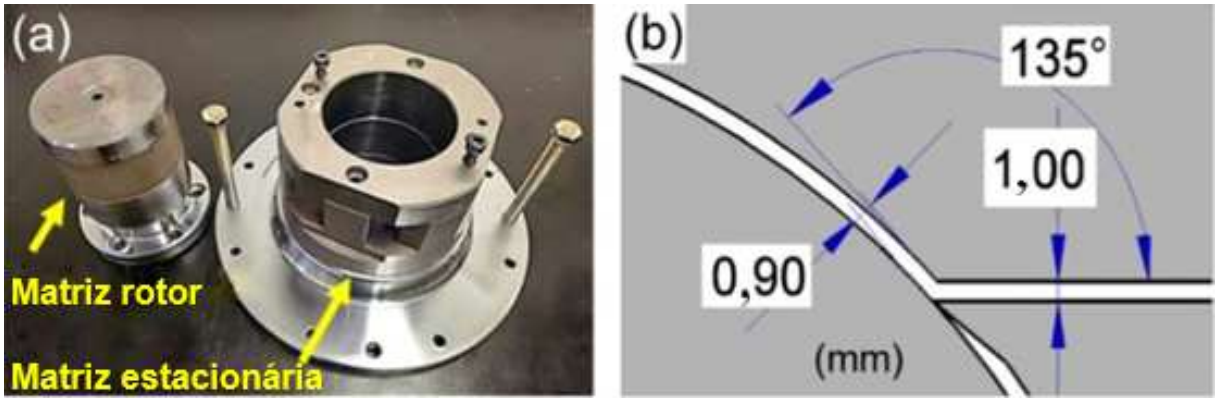


Figura 4.1 – a) sistemaCARP com a matriz rotor fora da matriz externa. b) Configuração da matriz na região onde ocorre a transição de direção do canal no ângulo de $135°$

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[40].

A Figura 4.2 ilustra o sistema CARP em três instantes diferentes do processamento de uma chapa de Cu com pureza superior a $99{,}5\ \%$. A chapa, com dimensões iniciais de $1\ x\ 35\ x\ 350\ mm$, foi processada em um passe, com velocidade de saída de $5\ mm/s$.

[40] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

Figura 4.2 – Sequência mostrando o processamento de uma chapa de Cu por CARP

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[41].

A deformação teórica total, ε_{Total}, imposta durante o processamento CARP, é equivalente à soma das deformações verdadeiras nas etapas de compressão da chapa pelo rotor, ε_C, mais a deformação cisalhante "*shear strain*" por ECAP, ε_S. Ela pode ser determinada pelas Equações 1.1 e 1.2.

$$\varepsilon_{Total} = \varepsilon_C + \varepsilon_S \qquad 1.1$$

$$\varepsilon_{Total} = \ln\left(\frac{h_{inicial}}{h_{final}}\right) + \left[\frac{2\cot\left(\frac{\phi}{2}+\frac{\psi}{2}\right) + \psi\,\mathrm{cosec}\left(\frac{\phi}{2}+\frac{\psi}{2}\right)}{\sqrt{3}}\right] \qquad 1.2$$

Na Equação 1.2, $h_{inicial}$ e h_{final} são as espessuras inicial e final da chapa, respectivamente, enquanto ϕ e ψ, representam os ângulos de curvatura interno e externo da matriz.

Utilizou-se o programa comercial de elementos finitos *Qform* (versão 10.1.3), considerando uma análise bidimensional de estado plano de deformação, contabilizando os efeitos térmicos e elástico-plásticos da deformação. Pontua-se que a transferência de calor entre as matrizes e o material de trabalho foi descrita por meio de um modelo térmico comum simplificado, em que os cálculos ocorrem na superfície do material em contato com a ferramenta. As flutuações térmicas das ferramentas são simuladas apenas na superfície de contato, utilizando-se um coeficiente de transferência de calor de $90\ kW/m^2K$.

A região de deformação cisalhante foi refinada com uma malha caracterizada por elementos de tamanho máximo de $0{,}2\ mm$. Uma malha totalizando aproximadamente 2.500 elementos demostrou-se adequada para capturar heterogeneidades locais de deformação. Ademais, um

[41] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y.-H.; HAN, J.-K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

processo de atualização automático de malha foi adotado a cada 20 passos, com limites máximos de 0,1 de deformação ou 0,5 s por passo.

A Figura 4.3 apresenta um esquema do domínio utilizado nas simulações do modelo CARP. As dimensões utilizadas são as mesmas do sistema CARP real da **Erro! Fonte de referência não encontrada.** a).

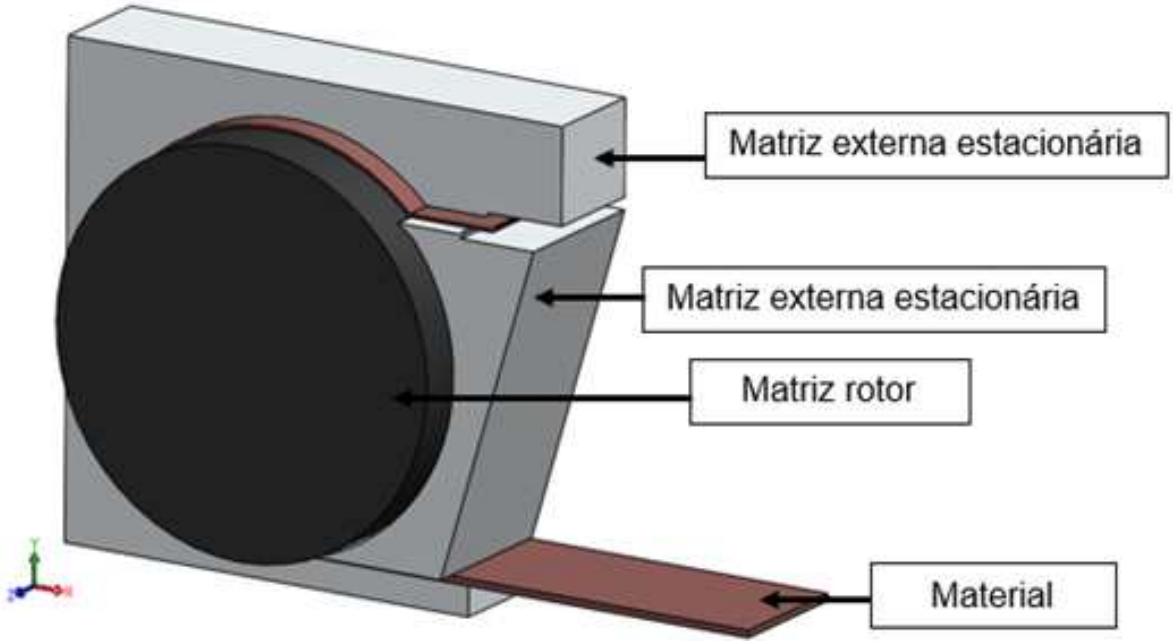


Figura 4.3 – Esquema 3D do sistema CARP utilizado no modelo FEM

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[42].

O fenômeno do atrito entre as superfícies das matrizes e do material foi descrito pela lei de atrito de *Levanov*, uma generalização das leis de atrito de *Coulomb* e *Siebel*. Isto é, para pressões de contato normais baixas, as tensões de cisalhamento previstas pela lei de *Levanov* aproximam-se das descritas por *Coulomb*. Por outro lado, em condições de pressões de contato normais mais elevadas, elas convergem para as tensões de cisalhamento de *Siebel*. De acordo com esse modelo, apresentado na Equação 1.3, as tensões de cisalhamento na superfície de contato, τ, dependem do coeficiente de atrito, m, da tensão de fluxo, σ_T, do material de trabalho, da pressão de contato normal, σ_n, e do coeficiente de *Levanov* adotado, $b = 1{,}15$ (LEVANOV, 1997):

[42] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

$$\tau = m\frac{\sigma_T}{\sqrt{3}}\left(1 - e^{-b\frac{\sigma_n}{\sigma_T}}\right) \qquad 1.3$$

As simulações FEM do modelo CARP foram aplicadas ao processamento de três materiais: o cobre puro e o aço inoxidável, nas condições recozida e endurecida. O primeiro deles é amplamente utilizado na literatura para processos de DPS. Já o aço inoxidável, com resistência superior ao cobre, proporciona subsídios quanto a viabilidade do sistema CARP no processamento de materiais mais resistentes. As propriedades desses materiais, bem como das ferramentas das matrizes, estão disponíveis na biblioteca do programa *Qform*. O comportamento plástico dos materiais foi descrito segundo as curvas $(\sigma\ x\ \varepsilon)$ para diferentes temperaturas e taxas de deformação. Essas curvas estão representadas na Figura 4.4.

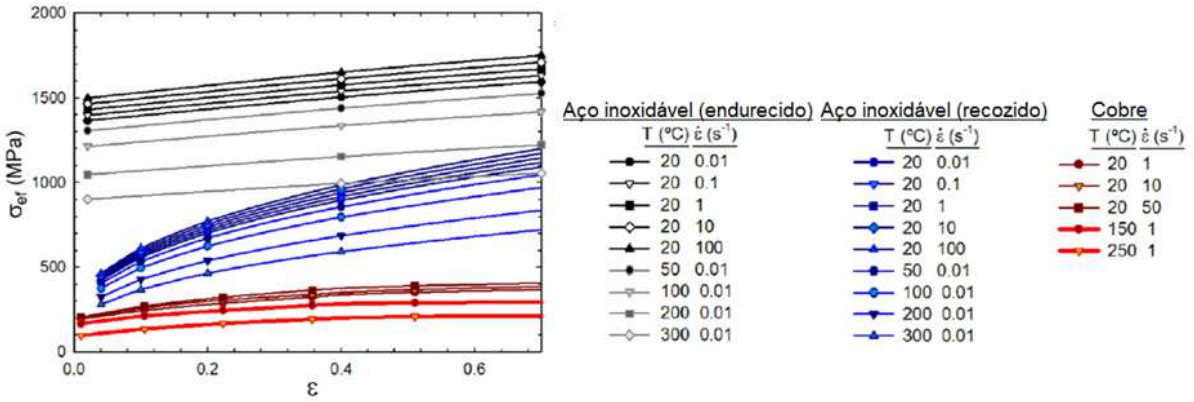


Figura 4.4 – Curvas $(\sigma\ x\ \varepsilon)$ para as diferentes condições dos materiais considerados nas simulações do sistema CARP

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[43].

As demais propriedades dos materiais estão presentes na Tabela 6, extraídas da biblioteca do programa *Qform* e reproduzida aqui com permissão de (REIS *et al.*, 2023).

Tabela 6 – Valores de condutividade térmica, do coeficiente de expansão térmica, do coeficiente de calor específico, do módulo de elasticidade e do coeficiente de *Poisson*

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[43].

Material	K	α	c	E	ν	ρ
	$(W\ m^{-1}\ K^{-1})$	$(x\ 10^{-5})(K^{-1})$	$(J\ kg^{-1}\ K^{-1})$	(GPa)		$(kg\ m^{-3})$
Cobre	385	1,61	390	125	0,35	8890

[43] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

Aço inoxidável	37,7	1,12	499	218	0,3	7850
Matrizes	21,3	_	460	200	0,3	8160

A Tabela 7 contém as condições simuladas para o sistema CARP. Elas são definidas pelo material processado, pelo coeficiente de atrito e pela velocidade de rotação do rotor, que está diretamente relacionada à velocidade de saída do material. Ademais, no caso do aço inoxidável, que é mais resistente, optou-se intencionalmente por analisar uma condição de processamento mais severa, com maior velocidade de processamento e atrito intermediário.

Tabela 7 – Condições analisadas via simulação do processamento CARP

Material	Cobre					Aço inoxidável	
						Recozido	Endurecido
Coeficiente de atrito	0			0,05	0,1	0,05	
Rotação do rotor (rpm)	1	3	10	1		10	
Velocidade (mm/s)	~5	~16	~53	~5		~53	

4.3 Processamento por HPT

Para o sistema HPT, as simulações também foram realizadas no programa *Qform* (versão 10.1.7). As análises baseiam-se em um domínio computacional tridimensional da configuração *quasi-constrained* HPT. Esse domínio é composto pelo material em processamento e por três matrizes: uma matriz motora inferior, uma matriz superior estática e uma matriz anelar, cujo objetivo é prevenir o escoamento do material entre as outras matrizes durante o processamento. Assim como nas análises do sistema CARP, foram considerados os efeitos térmicos e elástico-plásticos da deformação.

Conforme ilustrado em detalhe na Figura 4.5, as matrizes superior e inferior possuem uma cavidade, ou depressão, cuja soma das profundidades é ligeiramente inferior à espessura total da amostra, evitando assim o contato direto entre as faces das matrizes. As bordas inclinadas das matrizes possuem um ângulo de 45°, considerado intermediário entre os limites de 0° e 90°, uma vez que inclinações superiores tendem a formar a chamada zona morta de material, enquanto inclinações menores podem reduzir a região da amostra que mantém espessura constante ao final do processo (LEE *et al.*, 2012).

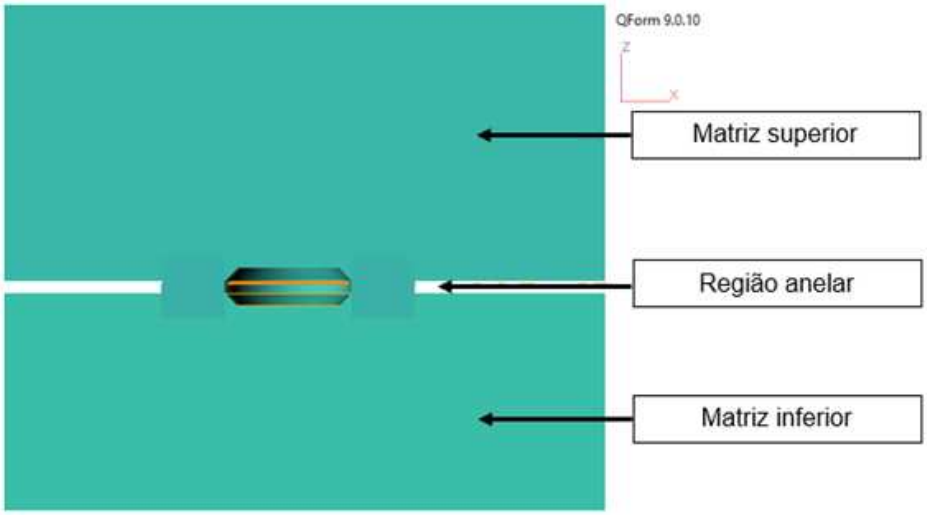


Figura 4.5 – Vista em corte das matrizes do sistema HPT

Elaboração própria.

A Figura 4.6 a) mostra o modelo e seu funcionamento, já as Figura 4.6 b) e Figura 4.6 c) ilustram a geometria do corpo de prova antes e após o processamento por HPT, respectivamente. Já na Figura 4.6 d) estão indicadas algumas características geométricas das matrizes e as condições de atrito das simulações. Adotou-se a condição de *stick*, ou seja, adesão entre o material e a superfície plana da cavidade de cada matriz. Essa condição é necessária para a ocorrência efetiva do processo (LEE e KIM, 2014; YOON *et al.*, 2008). Por outro lado, nas regiões de borda com inclinação de 45°, utilizou-se a condição de atrito segundo o modelo de *Levanov* (LEVANOV, 1997). O coeficiente de atrito, m, foi definido em 0,8 na maior parte das simulações. Para a discretização do domínio, aplicou-se uma malha adaptativa, garantindo a contabilização de possíveis distorções de alguns volumes durante o processo.

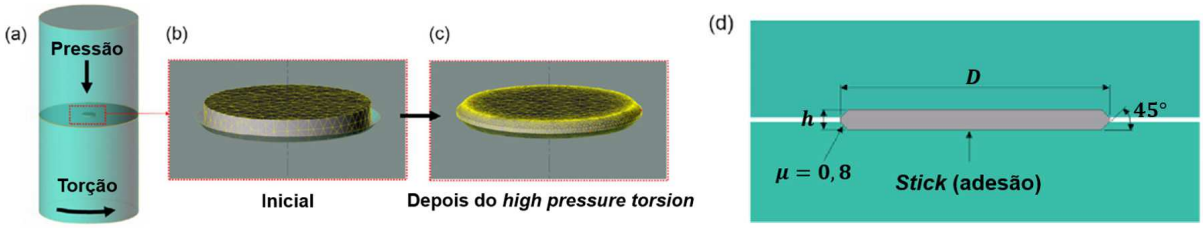


Figura 4.6 – a) Ilustração do processo, b) amostra na condição inicial, c) amostra após processamento por HPT e d) variáveis do modelo no sistema HPT

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[44].

[44] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

Ademais, o coeficiente de transferência de calor foi definido como $30\ kW/m^2K$, valor sugerido pela biblioteca do programa para condições de conformação a frio, sem lubrificação, envolvendo aço. Esse valor também está na faixa usual para processos de conformação de metais (VOLKE; GROCHE, 2022). Também utilizou-se o cobre como material nas análises do escalonamento por HPT, uma vez que esse material é amplamente utilizado em simulações FEM dessa técnica de processamento (KIM *et al.*, 2003; LEE; KIM, 2014; YOON *et al.*, 2008). Além disso, Hohenwarter e Pippan (2019) investigaram experimentalmente o efeito da dimensão das amostras sobre a homogeneidade da deformação. Nas simulações, o comportamento do Cu foi descrito com base nas curvas $(\sigma\ x\ \varepsilon)$, apresentadas na Figura 4.7.

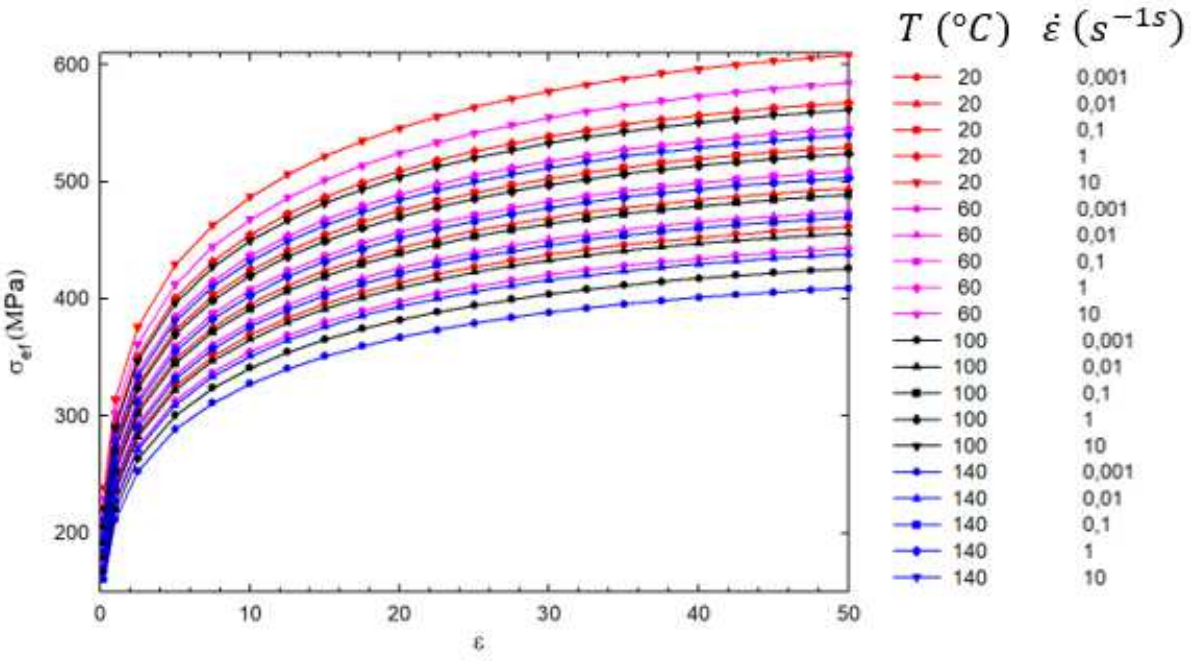


Figura 4.7 – Curvas $(\sigma\ x\ \varepsilon)$ aplicadas nas simulações do sistema HPT

Elaboração própria.

As demais propriedades dos materiais estão presentes na Tabela 6, anteriormente apresentada. Já a Tabela 8 apresenta as principais características que diferenciam as condições simuladas no sistema HPT. Essas condições são descritas pelo diâmetro D e pela espessura h das amostras, permitindo a análise de diferentes razões de aspecto, $RA = (d/h)$. Além disso, inclui-se uma condição de amostra em formato de anel. Todas as simulações foram realizadas considerando uma rotação constante de $1\ rpm$ para a matriz inferior.

Tabela 8 – Condições analisadas via simulação do sistema HPT

Pressão (GPa)	Coeficiente de atrito	Diâmetro $d\ (mm)$		Espessura $h\ (mm)$	Razão de aspecto d/h
2	0,8	8		0,8	10
2	0,8	10		0,8	~12,5
2	0,8	10		2	5
2	0,8	10		4	~2,5
2	0,8	30		2	15
2	0,8	36		7	~6
2	$Stick$	72		12	6
	0,3				
	0,8				
1	0,8				
0,5					
Pressão (GPa)	Coeficiente de atrito	Diâmetro externo $d_e\ (mm)$	Diâmetro interno $d_i\ (mm)$	Espessura $h\ (mm)$	Razão de aspecto $(d_e - d_i)/h$
2	0,8	72	36	12	1,5

A análise experimental foi realizada com o intuito de ampliar o embasamento quanto à influência das dimensões das amostras processadas por HPT em sua homogeneidade. Esse estudo foi realizado considerando o magnésio, que, mesmo podendo apresentar comportamento frágil em determinadas condições de processamento, se beneficia das elevadas pressões hidrostáticas presentes no contexto do HPT. De fato, ganhos em ductilidade já foram relatados na literatura, como os apresentados por Figueiredo *et al.* (2017). Além disso, o Mg possui uma característica interessante para a análise da heterogeneidade de deformação, pois apresenta mudanças pronunciadas na sensibilidade à taxa de deformação em um amplo intervalo de deformação.

As amostras foram processadas com diferentes diâmetros e espessuras, utilizando matrizes e equipamentos distintos. Após o processamento, cada amostra foi seccionada em sua seção média, contendo as direções axial e radial. Em seguida, elas foram embutidas em resina para as etapas de lixamento e polimento. O lixamento foi realizado com lixas de granulometria variando

de 600 até 4.000, seguido de polimento com pastas de diamante industrial com granulometria de 9, 3 e 1 μm. Por fim, realizou-se o polimento final utilizando suspensão de sílica coloidal.

A sensibilidade à taxa de deformação, m, foi obtida por meio de ensaios de indentação dinâmica. As medições foram realizadas na região das bordas dos discos, com o objetivo de gerar um mapa de sensibilidade à taxa de deformação. Os ensaios foram realizados em um equipamento *Shimadzu DUH-211s*, utilizando-se um indentador do tipo *Berkovich*. Os testes foram configurados para aplicação de uma carga máxima de 300 mN, mantida por 300 s, com taxa de aplicação de carga de 70 mN/s. Os dados de carga, profundidade de indentação e tempo foram utilizados para estimar a sensibilidade à taxa de deformação, conforme o procedimento descrito por Chinh e Szommer (2014).

4.4 Processamento por ARB

A análise experimental envolveu o processamento de amostras de alumínio comercial 1200 via ARB. Foram processadas chapas com diferentes números de passes e dimensões, sendo que a seção das chapas foi limitada pela largura e pela capacidade de redução por passe do laminador disponível. O laminador utilizado, apresentado na Figura 4.8, possui cilindros com diâmetro de 200 mm, largura de entrada de 250 mm e capacidade máxima de força de 40 t.

Figura 4.8 – Laminador presente no laboratório de conformação mecânica do departamento de Engenharia metalúrgica e de materiais da UFMG

Cortesia do laboratório de conformação do departamento de engenharia metalúrgica materiais e minas da Universidade Federal de Minas Gerais.

Antes do processamento, as chapas foram cortadas em uma guilhotina para apresentarem dimensões o mais próximo possível entre si. Em seguida, foram recozidas a $450\ °C$ por $4\ h$, com resfriamento no interior do forno. Após essa etapa, toda a manipulação das chapas durante o processamento foi feita com uso de luvas nitrílicas sem pó, a fim de minimizar a introdução de impurezas nas superfícies. As superfícies das chapas foram preparadas utilizando uma escova de aço circular adaptada em uma furadeira manual. Assim, a escovação era realizada o mais próximo possível do laminador, reduzindo o tempo entre a limpeza das superfícies e a laminação. Após a escovação, pulverizou-se álcool etílico $95\ \%$ sobre as superfícies das chapas, formando um filme líquido que foi evaporado com o uso de um secador até que todas as faces estivessem completamente secas. Por último, as chapas são então sobrepostas. Não se identificou necessidade de utilizar acessórios para garantir o alinhamento entre elas, nem de pré-aquecimento para a laminação. Por questões de segurança, a introdução das chapas no laminador foi feita utilizando-se um alicate convencional. Após cada passe para adesão das chapas, a chapa resultante foi cortada ao meio, permitindo a realização do passe seguinte.

Ensaios de tração foram realizados para comparar o comportamento mecânico do alumínio em sua condição recozida com o material processado por ARB. O corpo de prova usinado a partir do alumínio recozido possui dimensões de $1x4x20\ mm^3$ e o espécime obtido da chapa processada possui dimensões de $0{,}74x4x20\ mm^3$. Os ensaios de tração foram realizados a uma $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}\ s^{-1}$, em uma máquina universal de ensaios *Shimadzu*, modelo *AGX 300 kN*. Utilizou-se o programa *Trapezium*, que permite definir as variáveis do ensaio e registrar os dados de deslocamento do cabeçote, do extensômetro eletrônico, bem como a força medida pela célula de carga. Além disso, os corpos de provas foram instrumentados com um extensômetro eletrônico de $10\ mm$ de comprimento útil.

4.5 Extensometria óptica

Neste trabalho, buscou-se utilizar a técnica de extensometria óptica, com uma instrumentação de baixo custo, em corpos de prova submetidos a ensaios de tração. A Figura 4.9 a) apresenta um espécime de Al com dimensões úteis de $0{,}9\ x\ 4\ x\ 20\ mm^3$ e raio de concordância de $2\ mm$ entre a região útil e a cabeça do corpo de prova. A preparação pré-ensaio de tração consistiu, inicialmente, na pintura completa de uma das superfícies do espécime com o uso de *spray* na cor branca, como mostrado na Figura 4.9 b). Em seguida, introduziram-se os pontos dispersos

por meio de um *spray* de tinta na cor preta, gerando a distribuição aleatória necessária para a análise DIC, resultando na imagem conforme a Figura 4.9 c).

Figura 4.9 – Preparação do corpo de prova para a extensometria óptica. a) corpo de prova, b) corpo de prova após pintura na cor branca e c) corpo de prova com os pontos dispersos na cor preta

Adaptado de (SANTOS *et al.*, 2024).

A captura das imagens foi feita utilizando-se um microscópio óptico USB modelo *Dino-lit*e, com resolução de $480\ x\ 640\ pixels$. Esse dispositivo representa uma alternativa de baixo custo em relação às câmeras de alta velocidade. Esse microscópio permite a aquisição das imagens por meio de um programa próprio, o *Dinocapture* 2.0 (versão 1.5.5), qual possui uma interface amigável que permite configurar a taxa de captura e a duração do registro das imagens.

Para essa análise, os ensaios de tração foram realizados a uma taxa de deformação de $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}\ s^{-1}$ na máquina universal de ensaios *Shimadzu* modelo *AGX 300 kN*, utilizando-se o

programa *Trapezium*. O corpo de prova de Al foi equipado com um extensômetro eletrônico de $10\ mm$ de comprimento útil.

A extensometria óptica também foi aplicada em um ensaio de tração a uma $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}\ s^{-1}$, realizado em um corpo de prova extraído de uma amostra de Mg de $30\ mm$ de diâmetro e $2\ mm$ de espessura, previamente processada por HPT. O corpo de prova apresentava as dimensões úteis de $1x1x10\ mm^3$, sendo o raio de curvatura o menor possível permitido pelo processo de eletroerosão a fio. A análise de correlação digital de imagens foi realizada com o programa de código aberto *NCORR*, que requer módulos específicos no *Matlab* para funcionamento. Após a configuração incial, o programa disponibiliza uma interface gráfica para o usuário, onde as imagens podem ser importadas e analisadas. Os parâmetros necessários à análise de DIC são definidos de forma sequencial, facilitando sua implementação e análise.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Processamento por CARP

A Figura 5.1 apresenta a distribuição da deformação efetiva, ε, na região final do canal, próximo ao rotor, incluindo a zona de mudança de direção, considerando diferentes condições de atrito e velocidades de processamento. Nota-se que deformações da ordem de $\sim 0{,}6$ são introduzidas na seção média das chapas de Cu após o 1° passe, independentemente das condições de atrito e velocidade. Por outro lado, na região inferior da chapa, a magnitude da deformação efetiva é menor, variando entre $\sim 0{,}4 - 0{,}5$.

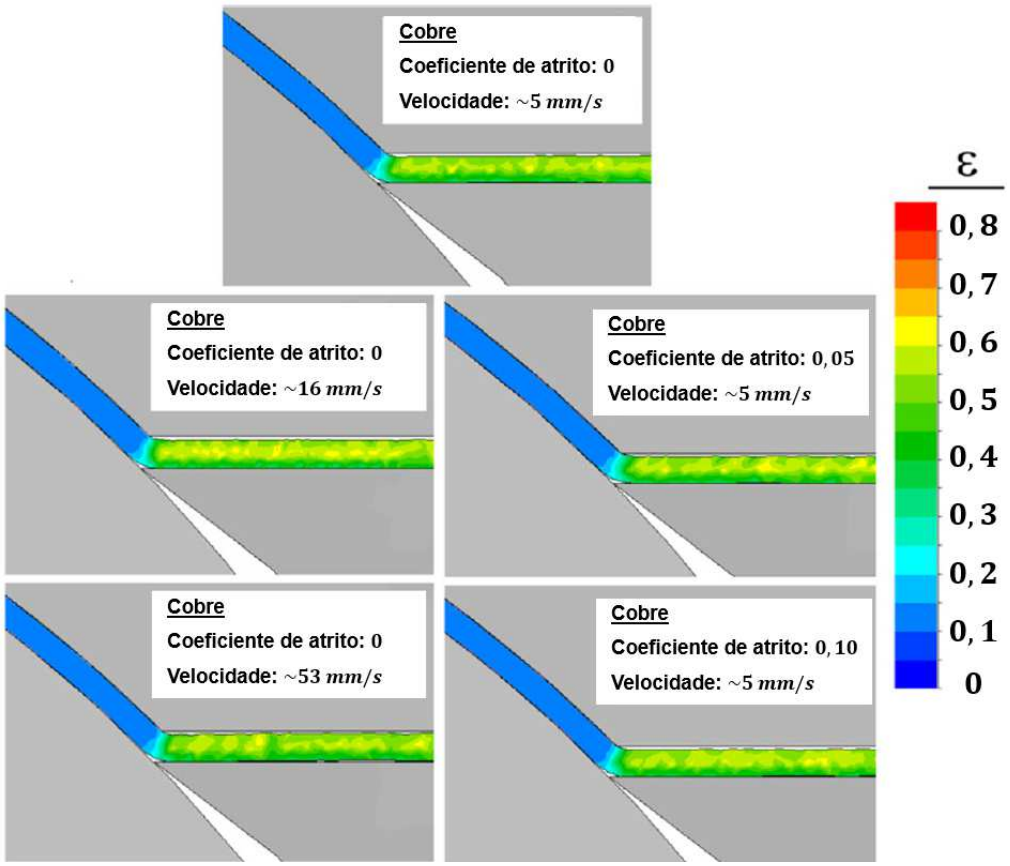


Figura 5.1 – Distribuição da deformação plástica, ε, para a chapa de Cu durante o CARP para diferentes velocidades de processamento e coeficientes de atrito, na análise FEM

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[45].

[45] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

Essa heterogeneidade ao longo da seção transversal do material é consistente com o comportamento observado no processamento via ECAP, uma vez que o *corner gap* promove o dobramento do material na região inferior, ao invés de submetê-lo a cisalhamento simples (KIM *et al.*, 2000; LI *et al.*, 2004). Essa distribuição de deformação plástica também é corroborada pelos resultados previstos nas simulações do processo SRAR, presentes na literatura (LEE *et al.*, 2020; LEE *et al.*, 2019; LEE *et al.*, 2018). Ainda que, no processo SRAR a espessura resultante seja de $0{,}96\ mm$, enquanto no sistema CARP é de $0{,}90\ mm$. Assim, as simulações descrevem a introdução de uma deformação plástica de $\sim 0{,}42$ na superfície interna da chapa de Cu, enquanto deformações de $\sim 0{,}56$ são introduzidas na superfície externa.

As deformações plásticas superiores a $0{,}4$ estão de acordo com o esperado, considerando-se a estimativa de deformação plástica para o processamos por ECAP com ângulo interno de $135°$ (IWAHASHI *et al.*, 1996). Seja a espessura inicial da chapa de $h_{inicial} = 1{,}0\ mm$, a espessura final após a compressão de $h_{final} = 0{,}9\ mm$, e os ângulos do canal no estágio de deformação cisalhante de $\phi = 135°$ e $\psi = 0°$, a deformação plástica teórica total, segundo a Equação 1.2, é $\varepsilon_{Total} \sim 0{,}58$. No entanto, o processamento de materiais que possuem a característica de encruamento pode levar à formação do *corner gap* (KIM *et al.*, 2000), que, na prática, aumenta o valor efetivo do ângulo ψ, reduzindo assim a quantidade de deformação imposta (NAKASHIMA *et al.*, 2000).

A Figura 5.2 a) ilustra o campo de taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, na mesma região analisada na Figura 5.1, agora considerando coeficiente de atrito nulo e diferentes velocidades de processamento. Observa-se que, na região de mudança de direção, há um aumento na taxa de deformação do Cu associado às maiores velocidades de processamento. Essa variação na taxa de deformação produz um suave incremento na tensão requerida para o processamento. A Figura 5.2 b) apresenta a distribuição de tensão efetiva, calculada segundo o critério de *Von Mises*. Nota-se que ocorre um aumento na σ_{ef} antes da região correspondente ao ângulo de $135°$ do canal do sistema CARP. Além disso, maiores velocidades de processamento requerem maiores tensões. E embora os dados não estejam apresentados neste trabalho, observou-se que diferentes coeficientes de atrito entre 0 e $0{,}1$ não resultaram em variações significativas na taxa de deformação ou na tensão efetiva.

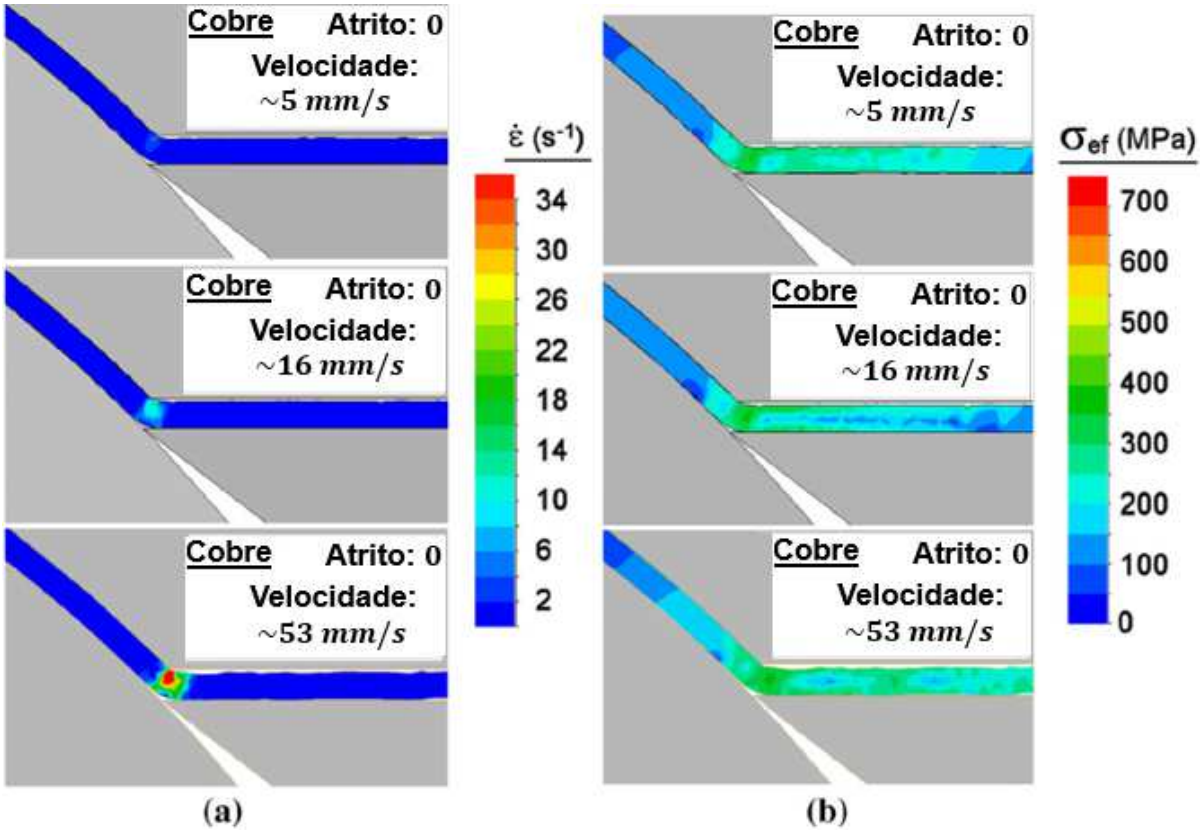


Figura 5.2 – a) Distribuição da taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$ e da b) tensão efetiva, σ_{ef}, para o Cu durante o CARP com diferentes velocidades de processamento, na análise FEM

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[46].

O campo de distribuição de tensão média, $\bar{\sigma}$, nas chapas de Cu processadas por CARP, sob diferentes condições de atrito e velocidades de processamento, está apresentado na Figura 5.3. Nota-se uma elevada tensão média compressiva na região em que a chapa sofre uma redução gradual de espessura, de 1,0 até 0,9 mm. Como consequência dessa redução, ocorre um aumento no comprimento da chapa, ocasionando uma força de atrito entre ela e os componentes do sistema: o rotor e a matriz externa estacionária. Como resultado, desenvolve-se uma tensão média compressiva significativa na chapa de Cu, e essa tensão se intensifica com o aumento da velocidade de processamento. Esse comportamento é atribuído ao aumento da resistência do material da chapa em maiores taxas de deformação.

[46] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

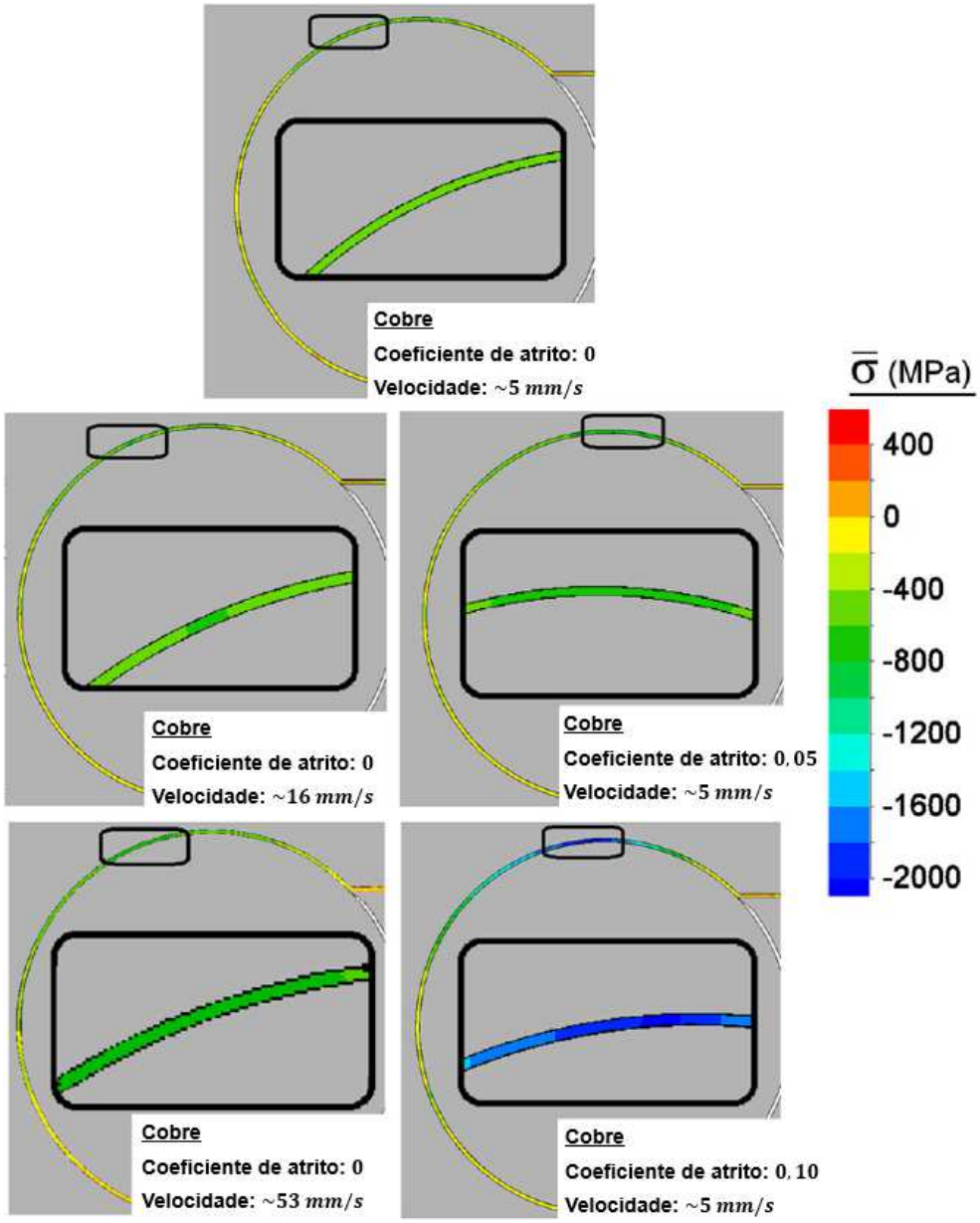


Figura 5.3 – Distribuição da tensão média, $\bar{\sigma}$, para a chapa de Cu durante o processamento CARP para diferentes velocidades e coeficientes de atrito de processamento, na análise FEM. Os destaques apresentam a região de tensão máxima para cada condição de processamento

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[47].

Além disso, o coeficiente de atrito exerce efeito ainda mais significativo, no qual o seu acréscimo leva a um aumento sobremaneira na tensão média compressiva na região de deformação por redução de espessura no processo CARP. De modo geral, todas as condições analisadas introduzem uma tensão compressiva de cerca de $\sim 0{,}8\,GPa$. O maior valor

[47] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

registrado, é de $\sim 2\ GPa$, e desenvolve-se na zona de redução de espessura para a condição com maior coeficiente de atrito.

A Figura 5.4 mostra a distribuição de temperatura, T, nas chapas de Cu sob diferentes condições de análise do sistema CARP. Nota-se que, ao final da região de redução de espessura, no qual se desenvolve uma elevada tensão média compressiva, conforme evidenciado na Figura 5.3, ocorre somente um leve incremento na temperatura da chapa. Além disso, verifica-se também que o coeficiente de atrito tem influência direita na elevação da temperatura do material em processamento. De fato, seu aumento contribui para o aquecimento da chapa de Cu, especialmente antes da zona de deformação associada ao ECAP. No entanto, a temperatura máxima é observada na região onde ocorre a deformação plástica devido à mudança de direção no canal. Além disso, a velocidade de processamento desempenha papel crucial no aumento da temperatura da chapa na zona de deformação cisalhante.

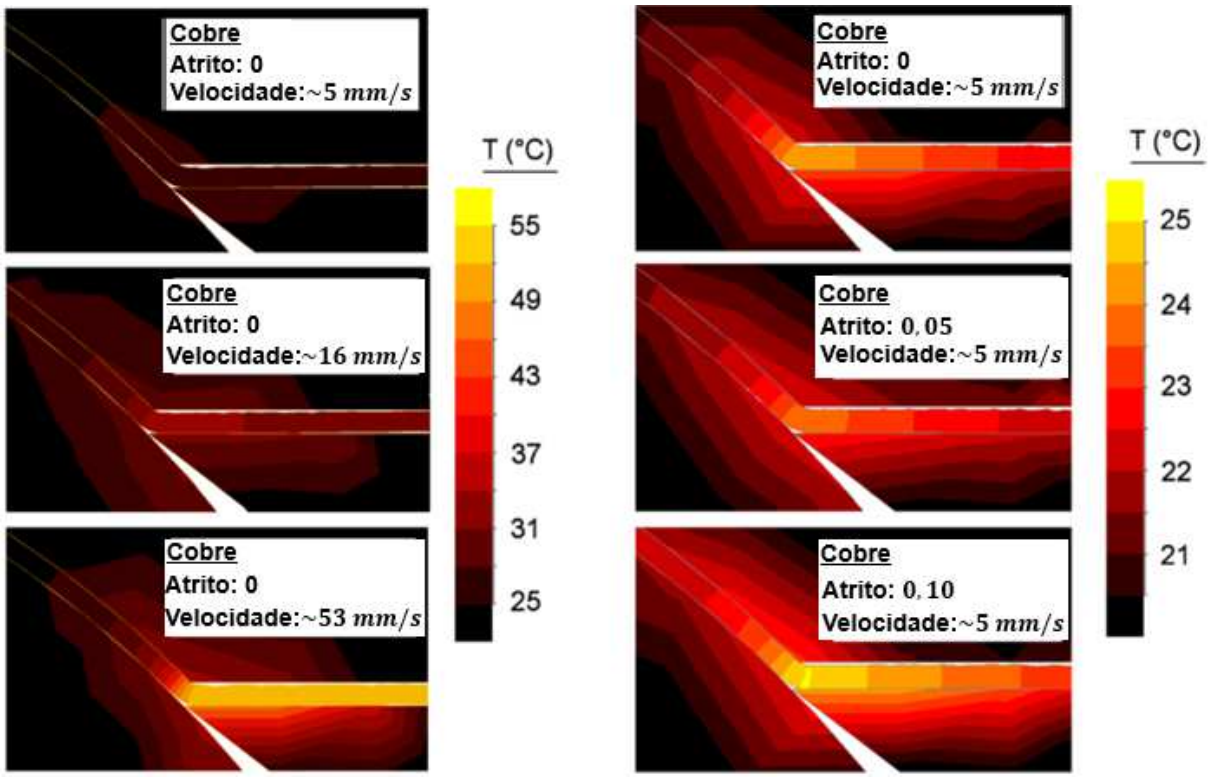


Figura 5.4 – Distribuição de temperatura, T, para a chapa de Cu durante o processamento CARP para diferentes velocidades e coeficientes de atrito de processamento, na análise FEM

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[48].

[48] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

Quanto maior a velocidade de processamento, mais rapidamente a deformação plástica é imposta à chapa, reduzindo o tempo disponível para de trocas térmicas e, consequentemente, contribuindo para o aumento da temperatura local. Na condição com maior velocidade de processamento analisada, identifica-se um aumento de $30\,°C$ na temperatura da chapa, evidenciando a influência cinemática no processo.

Dados experimentais foram obtidos para o Cu processado via CARP, com o intuito de fornecer resultados que permitam a validação das análises FEM. A chapa de Cu foi processada à temperatura ambiente, com velocidade de $5\,mm/s$. A Figura 5.5 a) mostra a chapa de Cu processada por CARP, com as respectivas posições de medição de dureza e análise microtrutural. A Figura 5.5 b) apresenta o mapa de dureza do plano de medida indicado na Figura 5.5 a). A Figura 5.5 c) apresenta a microestrutura OM nas posições também indicadas na Figura 5.5 a). Por fim, a Figura 5.5 d) mostra a imagem microestrutural OIM obtida no plano mostrado na Figura 5.5 a). Ademais, as medições de dureza e as micrografias foram realizadas na região média da espessura da chapa. Já a análise microestrutural obtida por EBSD foi observada na borda da seção transversal da chapa, ao longo da direção de laminação e da direção normal à chapa.

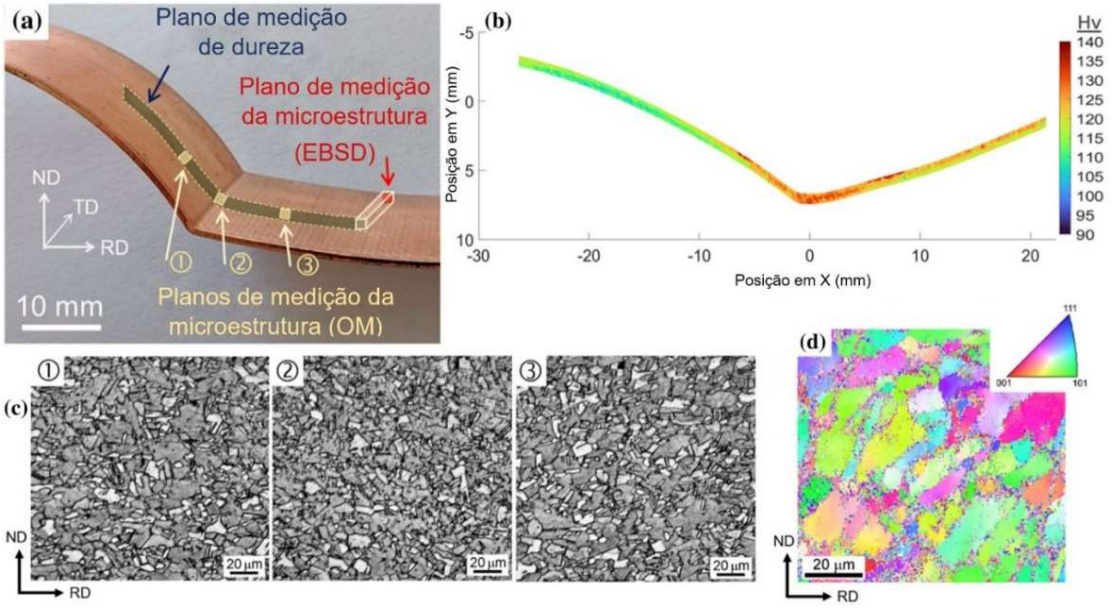


Figura 5.5 – a) Chapa de Cu processada por CARP com as posições de medições de dureza e microestrutura, b) mapa de dureza do plano de medida mostrado em a), c) microestrutura OM obtida nas posições indicadas em a), d) imagem microestrutural OIM obtida no plano mostrado em a)

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[49].

[49] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic

Antes do processo CARP, a chapa de Cu apresentava uma morfologia de grãos alongados, com diâmetros maiores variando entre $20 - 30\ \mu m$ e menores entre $5 - 10\ \mu m$, e uma microdureza *Vickers* de $\sim 91\ HV$. Após o processamento, a dureza aumentou para cerca de $\sim 130\ HV$, imediatamente após a zona de cisalhamento gerada pelo ângulo do canal. A dureza média na seção transversal, normal à direção do rotor, foi medida de $115\ \pm 2\ HV$. Esse valor máximo de dureza é coerente com o obtido para o Cu comercialmente puro processado por um passe de ECAP (ALATEYAH *et al.*, 2021). No presente estudo, observou-se uma dureza maior próxima à superfície externa da chapa voltada para a matriz estacionária. Esse resultado é corroborado pelos dados obtidos por meio da análise FEM, que indicam maior deformação plástica nessa região, independentemente do coeficiente de atrito adotado, como apresentado na Figura 5.1, de modo que as regiões com elevadas deformações revelam a influência do encruamento por deformação. Existe um limite no aumento da dureza na região de compressão devido a matriz rotor antes da zona de deformação cisalhante, associada à mudança de direção no canal. O torque elevado necessário para conduzir a chapa de Cu durante a operação do CARP confirma a existência de altas tensões compressivas nessa zona de compressão, como apresentado na Figura 5.3. As micrografias obtidas por OM sugerem que não ocorrem mudanças significativas na morfologia e no tamanho dos grãos do Cu antes, durante ou após a passagem pelo ângulo do canal. Já as imagens obtidas por OIM mostram grãos levemente alongados e razoavelmente alinhados ao plano de cisalhamento gerado pela mudança de direção do canal (IWAHASHI *et al.*, 1996; NAKASHIMA *et al.*, 2000). A morfologia dos subgrãos após o processo CARP apresenta um tamanho médio de $7{,}6\ \pm 2{,}8\ \mu m$.

Nesse sentido, a Tabela 9 apresenta um resumo das alterações na dureza e no tamanho final dos grãos obtidos para o Cu puro processado por diferentes técnicas contínuas de DPS, incluindo o CARP, com permissão de Reis *et al.* (2023). A dureza alcançada após um passe de CARP é coerente com os valores encontrados na literatura para outras tecnologias baseadas no ECAP, que tendem a introduzir algumas dezenas de grãos em escala micrométrica no Cu após um único passe. No entanto, os valores de dureza obtidos para o Cu por processos contínuos de HPT são superiores, e essa diferença é atribuída à maior quantidade de deformação imposta durante esses processos.

---

deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

Tabela 9 – Resumo da mudança na dureza e no tamanho médio final de grão obtido para o Cu puro para diferentes processos contínuos de DPS

Adaptado de (Reis *et al.*, 2023) com permissão[50].

Material	Processo SPD	N° de passes	Dureza inicial (H_V)	Dureza Final (H_V)	Tamanho do grão após o processamento	Referência
CP-Cu ($< 99{,}5\%$)	CARP	1 passe	91 ± 3	115 ± 2	$7{,}6 \pm 2{,}8\ \mu m$	Este trabalho
CP-Cu	ECAR	1 passe	60	70 (centro) 84 (superfície)	$14 \pm 9\ \mu m$	(HABIBI *et al.*, 2011)
CP-Cu (99,99%)	SRAR	1 passe	50	110 ± 10	$45{,}9\ \mu m$	(LEE *et al.*, 2018)
Cu (99,5%)	ECAP *Conform*	1 passe	50 ± 1	110 ± 2	$5 \pm 1\ \mu m$	(ATEFI *et al.*, 2022)
Cu (99,9%)	IHPT	Processo único (inclui 15 voltas de HPT)	45	$\sim 120 - 140$	*Ultrafine grain size*	(HOHENWARTER, 2015)
Cu (99,99%)	CHPT	Processo único	~80	130 (meio) 133 (superfície)	*Submicron size*	(EDALATI; HORITA, 2010)
Cu (99,999%)	CHPT	Processo único	82	~ 126	$0{,}3 \pm 0{,}4\ \mu m$	(EDALATI *et al.*, 2012)

[50] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

A análise FEM foi aplicada para avaliar a utilização da técnica CARP no processamento do aço inoxidável, com o objetivo de verificar a capacidade do método empregado a um material mais resistente, submetido a uma maior velocidade de processamento. A Figura 5.6 apresenta os resultados dos campos de distribuição de: a) deformação plástica efetiva, ε, b) taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, c) tensão efetiva, σ_{ef}, d) temperatura, T e e) tensão média, $\bar{\sigma}$, considerando uma velocidade de processamento de $\sim 53\ mm/s$ e coeficiente de atrito de $0{,}05$. Ademais, foram analisadas duas condições do aço inoxidável: recozido e endurecido. Primeiro, os campos de deformação apresentados na Figura 5.6 a) indicam que o aço inoxidável recozido apresenta comportamento semelhante ao observado para o Cu, conforme a Figura 5.1, exibindo elevada deformação plástica próxima à superfície externa da chapa. Por outro lado, para o aço inoxidável endurecido, a distribuição de deformação tende a ser mais homogênea ao longo da espessura da chapa, com menor ocorrência de heterogeneidades ao longo de seu comprimento. Essa distribuição de deformação mais homogênea é atribuída à redistribuição da taxa de deformação na zona de deformação, conforme mostrado na Figura 5.6 b), onde o aço inoxidável endurecido é mais resistente que o encruamento adicional, inibindo a influência do *corner gap*, responsável por reduzir a homogeneidade de deformação (KIM *et al.*, 2000; LEO *et al.*, 2007; SORDI *et al.*, 2016). Consequentemente, para essa $\dot{\varepsilon}$, a zona de deformação se expande, promovendo uma deformação relativamente homogênea ao longo da espessura da chapa.

Observa-se na Figura 5.6 c) que as tensões efetivas no aço inoxidável durante o processo CARP, à temperatura ambiente, são ligeiramente inferiores aos valores das curvas tensão-deformação utilizadas na simulação, apresentadas na Figura 4.7. Prevê-se que o calor gerado durante o CARP leve a uma diminuição na tensão de fluxo necessária para a deformação do aço inoxidável. Assim, o campo de distribuição de temperatura nas chapas de aço inoxidável e na região circundante das matrizes são mostradas na Figura 5.6 d). Nota-se um aquecimento significativo durante o processamento. A temperatura inicial das chapas foi definida em $20\ °C$, e aumentou para $\sim 100\ °C$ no aço recozido e $\sim 200\ °C$ no aço endurecido, imediatamente após a zona de deformação cisalhante associada à mudança de direção no canal. A tendência geral de desenvolvimento da tensão média compressiva é apresentada na Figura 5.6 e) e é consistente com o apresentado para o Cu, na Figura 5.3. No entanto, os valores obtidos para o aço inoxidável são significativamente mais elevados. Tensões médias compressivas superiores a $1{,}5$ e $3{,}5\ GPa$ foram observadas dentro da zona de redução de espessura pelo rotor, para os materiais recozido e encruado, respectivamente. É razoável que o aço inoxidável encruado apresente valores mais elevados quando comparado ao recozido. Essas tensões elevadas

parecem influenciar o atrito por contato com as matrizes e, portanto, os níveis de tensão aos quais elas estão submetidas.

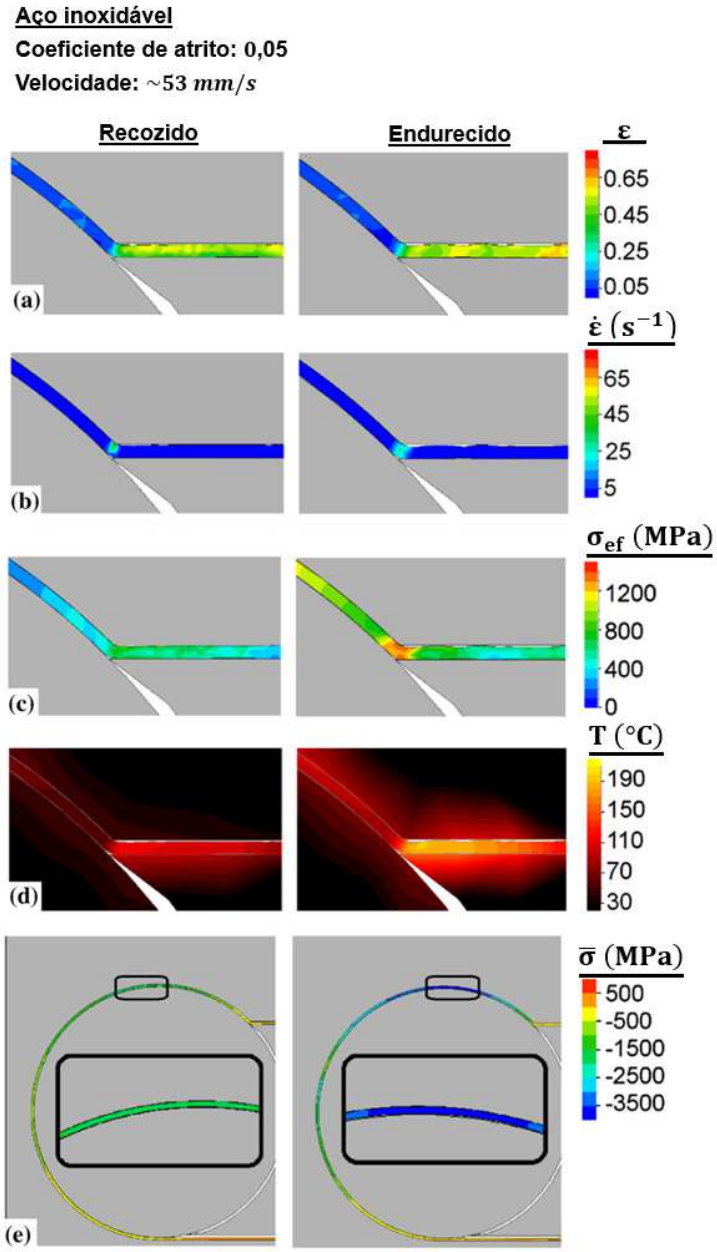


Figura 5.6 – Campos de distribuição de a) deformação plástica efetiva, ε, b) taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, c) tensão efetiva, σ_{ef}, d) temperatura, T e e) tensão média, $\bar{\sigma}$ durante o processamento CARP de chapas de aço inoxidável nas condições recozido e endurecido. Os detalhes em e) mostram detalhes na região de maior tensão média

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[51].

[51] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

A Tabela 10, apresentada com permissão de Reis *et al.* (2023), resume os valores obtidos por meio das simulações FEM para a temperatura máxima, T_{max}, o torque médio, τ e a potência, P, no processamento de chapas de cobre e aço inoxidável com $100\ mm$ de largura.

Tabela 10 – Resumo dos dados de temperatura máxima, T_{max}, do torque médio, τ, da potência, P, (para uma chapa de com $100\ mm$ de largura) e energia incorporada, E_{Inc}, para o Cu puro processado sob diferentes coeficientes de atrito, m e velocidades, v, para o aço inoxidável recozido e encruado

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[52].

Material	m	v (mm/s)	T_{max} $(°C)$	τ $(kN\ m)$	P (kW)	E_{Inc} $(kJ/kg\ )$
Cobre	0,00	5	24	~ 0,85	~ 0,09	~ 23
Cobre	0,00	16	32	~ 0,93	~ 0,29	~ 23
Cobre	0,00	53	50	~ 0,95	~ 0,99	~ 23
Cobre	0,05	5	24	~ 5,0	~ 0,52	~ 130
Cobre	0,10	5	27	~ 13,25	~ 1,4	~ 350
Aço inoxidável Recozido	0,05	53	118	~ 13,0	~ 13,6	~ 330
Aço inoxidável Encruado	0,05	53	205	~ 29,5	~ 30,9	~ 740

Observa-se uma elevada geração de calor durante o CARP. Esse processo introduz uma grande quantidade de tensão na zona de deformação cisalhante, localizada no canal com ângulo ϕ, e estima-se que a maior parte do trabalho realizado seja convertida em calor. Antes de discutir os resultados obtidos via FEM, é razoável avaliar o cálculo teórico da geração de calor durante o CARP. A Equação 1.1, apresentada por Meyers *et al.* (2003), fornece uma estimativa da variação de temperatura, ΔT, em operações de conformação de mentais realizadas sob condições adiabáticas. Ela considera a tensão média de fluxo, a deformação plástica imposta ao material, ε, a fração de trabalho convertida em calor, β, a densidade do material, ρ, e o coeficiente de calor específico, c.

[52] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

$$\Delta T = \frac{\beta \sigma d\varepsilon}{\rho c} \quad (1.1)$$

O trabalho no processo CARP pode ser estimado pelo termo, $(\sigma d\varepsilon)$, ou seja, multiplicando a tensão média de fluxo pela quantidade de deformação plástica imposta ao material. A fração de trabalho convertida em calor, β, é geralmente considerada igual a $0{,}9$, segundo Meyers *et al.* (2003). Assim, considerando uma deformação imposta de $0{,}5$ e tensões médias de fluxo de 350, 800 e $1.500\ MPa$, os aumentos máximos de temperatura estimados são de: ~ 45, ~ 92 e $\sim 173\ °C$, para o cobre, o aço inoxidável recozido e o aço inoxidável encruado, respectivamente. No entanto, esses valores correspondem a um limite superior para o aumento de temperatura para cada material, pois a estimativa teórica não contabiliza a dissipação de calor durante o processamento.

O valor de T_{max} estimado por meio da análise FEM para o processamento de uma chapa de Cu à $5\ mm/s$ foi de $24\ °C$, representando um incremento de apenas $4\ °C$ em relação à temperatura inicial de $20\ °C$. O aumento do coeficiente de atrito para $0{,}10$ produziu um pequeno incremento em T_{max}, de $7\ °C$. Embora esses valores sejam significativamente inferiores aos previstos pela Equação 1.1 para o Cu, observou-se uma $T_{max} = 50\ °C$ no processamento do mesmo material a $\sim 53\ mm/s$. Esse aumento pode ser atribuído à redução da capacidade de troca térmica com o meio devido à maior velocidade de deformação. Para o processamento do aço inoxidável recozido e endurecido, sob velocidade de processamento de $\sim 53\ mm/s$, são previstas temperaturas máximas de $\sim 120\ °C$ e $\sim 200\ °C$, respectivamente. Esses valores são congruentes com as previsões teóricas da Equação 1.1, implicando assim que o processamento de aço inoxidável em altas velocidades tende a se aproximar de uma condição de aquecimento adiabática. É importante destacar que Kubina *et al.* (2015) relataram um aumento de temperatura de até $136\ °C$ durante o processamento por ECAP-*Conform*, com introdução de deformação de ~ 1 em uma liga de alumínio, a uma velocidade de processamento de $\sim 8{,}3\ mm/s$. Embora os materiais e as condições de processamento sejam distintos dos utilizados nas simulações do presente estudo, o trabalho de Kubina *et al.* (2015) demostra que aquecimentos pronunciados podem ocorrer durante o processamento contínuo por DPS em elevadas velocidades. Esse aumento de temperatura pode influenciar o desenvolvimento microestrutural e, portanto, as propriedades mecânicas.

Outro ponto crítico para a aplicação da técnica CARP são os requisitos de torque, que impactam o projeto das matrizes ferramenta e o consumo de energia. Conforme apresentado na Tabela 10,

a demanda de torque varia ligeiramente com a velocidade de processamento, uma vez que o aumento dessa variável incrementa a taxa de deformação do material, ampliando, por consequência, a tensão de fluxo, como demostrado na Figura 5.2 para a chapa de cobre. No entanto, a resistência do material e o coeficiente de atrito desempenham papéis fundamentais na demanda de torque. Observa-se um aumento superior a dez vezes na estimativa de torque necessário quando o coeficiente de atrito sofre um incremento de 0 para $0{,}1$, no processamento de Cu. Esse resultado evidencia a importância de se garantir bons acabamentos superficiais nas matrizes do CARP, bem como a aplicação de lubrificação adequada durante o processo. Além disso, o torque necessário para processar o aço inoxidável recozido e encruado é, respectivamente, de $\sim 2{,}6$ e $\sim 5{,}9$ vezes superior em relação ao necessário para o cobre, o que reforça a influência do coeficiente de atrito e da resistência do material nas tensões desenvolvidas nas matrizes durante o CARP.

Outro aspecto fundamental é compreender a ação das tensões exercidas nas matrizes durante o processo de conformação. A Figura 5.7 mostra a distribuição de tensão efetiva nas matrizes do sistema CARP durante o processamento de Cu a $\sim 5\, mm/s$, sob diferentes coeficientes de atrito, bem como para o aço inoxidável endurecido a $\sim 53\, mm/s$, com coeficiente de atrito de $0{,}05$. Observa-se que as tensões na matriz rotor são mais elevadas em comparação à da matriz estacionária. Além disso, os valores de tensão são influenciados tanto pelo coeficiente de atrito quanto pelo material em processamento. Especialmente, a tensão na matriz rotor aumenta de $\sim 1\, GPa$ até o máximo de $\sim 2\, GPa$ à medida que o coeficiente de atrito varia de 0 até $0{,}10$ durante o processamento do Cu. Já no caso do aço inoxidável encruado, a tensão efetiva alcança um máximo de $\sim 5\, GPa$, o que implica em um aumento substancial nas tensões exercidas sobre a matriz rotor ao processar materiais de alta resistência via CARP na condição de temperatura ambiente. Esses resultados sugerem que a escolha do material das matrizes é um desafio no processamento de materiais mais resistentes.

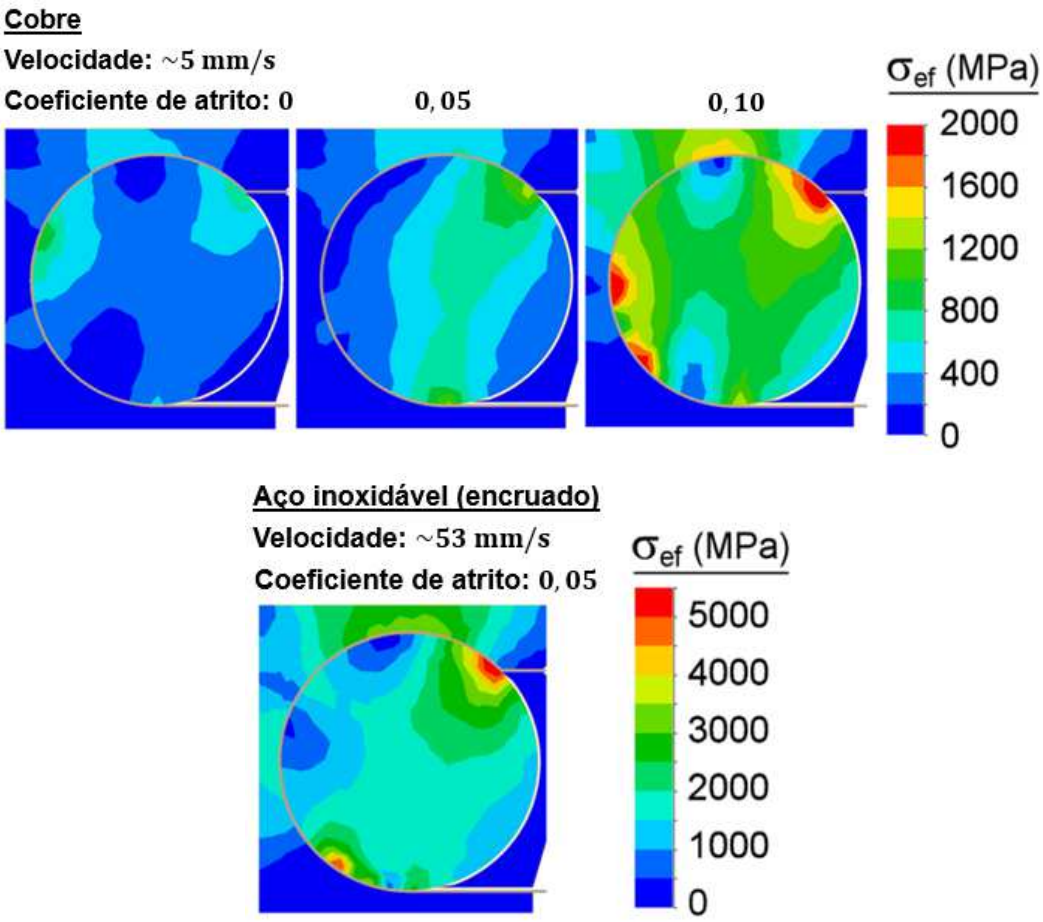


Figura 5.7 – Distribuição da tensão efetiva, σ_{ef}, nas ferramentas do sistema CARP durante o processamento do Cu a $\sim 5\ mm/s$ para diferentes coeficientes de atrito e para o aço inoxidável encruado processado a $\sim 53\ mm/s$ e coeficiente de atrito de 0,05

Adaptado de (REIS *et al.*, 2023) com permissão[53].

Outra característica importante é o custo para processamento, que tem, inclusive, implicações diretas no impacto ambiental. Sabe-se que o custo depende de múltiplos fatores, mas tem-se no consumo médio de energia para a produção um parâmetro quantificável que influencia diretamente o custo de processamento. Assim, o parâmetro da energia incorporada à chapa processada, E_{Inc}, pode ser estimada por meio dos resultados das simulações FEM, obtendo-se o produto da potência pelo tempo necessário para processar uma unidade de massa do material.

Assim, conforme os dados apresentados na Tabela 10, a E_{Inc} no Cu para uma única passagem pelo sistema CARP a $5\ mm/s$, aumenta de $\sim 23\ kJ/kg$ para $\sim 130\ kJ/kg$ e $\sim 350\ kJ/kg$ com o incremento no coeficiente de atrito de 0 para 0,05 e 0,10, respectivamente. Esses resultados

[53] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

sugerem que uma grande parcela da energia pode ser demandada pelo atrito. A velocidade de processamento, por sua vez, parece ter um efeito menos expressivo na E_{Inc}. No entanto, é importante ressaltar que, quando passes adicionais de CARP são necessários para introduzir mais deformação e promover um maior refinamento dos grãos, espera-se que a E_{Inc} por passe aumente, devido ao encruamento do material processado. Isso é embasado pelo aumento de ~ 2 vezes na energia incorporada do aço inoxidável recozido, que passa de $\sim 330\ kJ/kg$ para o valor de $\sim 740\ kJ/kg$ para o aço inoxidável encruado, após um único passe pelo CARP. Nas simulações do presente estudo, energias incorporadas em uma faixa de $1-2\ MJ/kg$ são esperadas para ~ 8 passes de Cu, com o coeficiente de atrito intermediário de $0{,}05$, considerando os efeitos do encruamento do material. A energia incorporada estimada pode ser ainda maior para metais de alta resistência, como o aço inoxidável, no qual pode-se obter ~ 5 MJ/kg sob condições semelhantes de processamento. Apesar desses aumentos, os valores representam uma fração menor da energia incorporada estimada para o Cu, da ordem de $60-150\ MJ/kg$, conforme reportado por Allwood *et al.* (2011), e de $77-85\ MJ/kg$ estimados para aço inoxidável por Ahmad e Enemuoh (2020), onde a energia incorporada representa a energia acumulada gasta na aquisição de matérias-primas, seu processamento e fabricação, e durante todo o seu serviço. Isso sugere que o processamento via DPS, incluindo o CARP, não influencia significativamente na energia incorporada total de metais e materiais de engenharia.

5.2 Processamento por HPT

Conforme apresentado na Seção 3.3, existem diversos estudos sobre o aumento de escala de amostras processadas por HPT. O diâmetro e a espessura são, provavelmente, os parâmetros mais importantes, pois determinam o volume total do material processado. Desse modo, a razão de aspecto, $RA = D/h$, desempenha papel fundamental nos resultados. A Figura 5.8 mostra o volume da amostra em função da razão de aspecto, incluindo tanto os dados presentes neste estudo bem como os reportados na literatura, contidos também na Tabela 3. Para os estudos que consideram amostras no formato de anel, a RA foi considerada como a largura do anel dividida pela espessura. Observa-se que o volume das amostras varia de $\sim 40\ mm^3$, para aquelas com diâmetro reduzido, de $8\ mm$ e espessura de $\sim 0{,}8\ mm$, até $\sim 44.000\ mm^3$, para aquelas com diâmetro de $72\ mm$ e espessura de $12\ mm$. Além disso, a razão de aspecto abrange valores ligeiramente inferiores a 1 até superiores a 10.

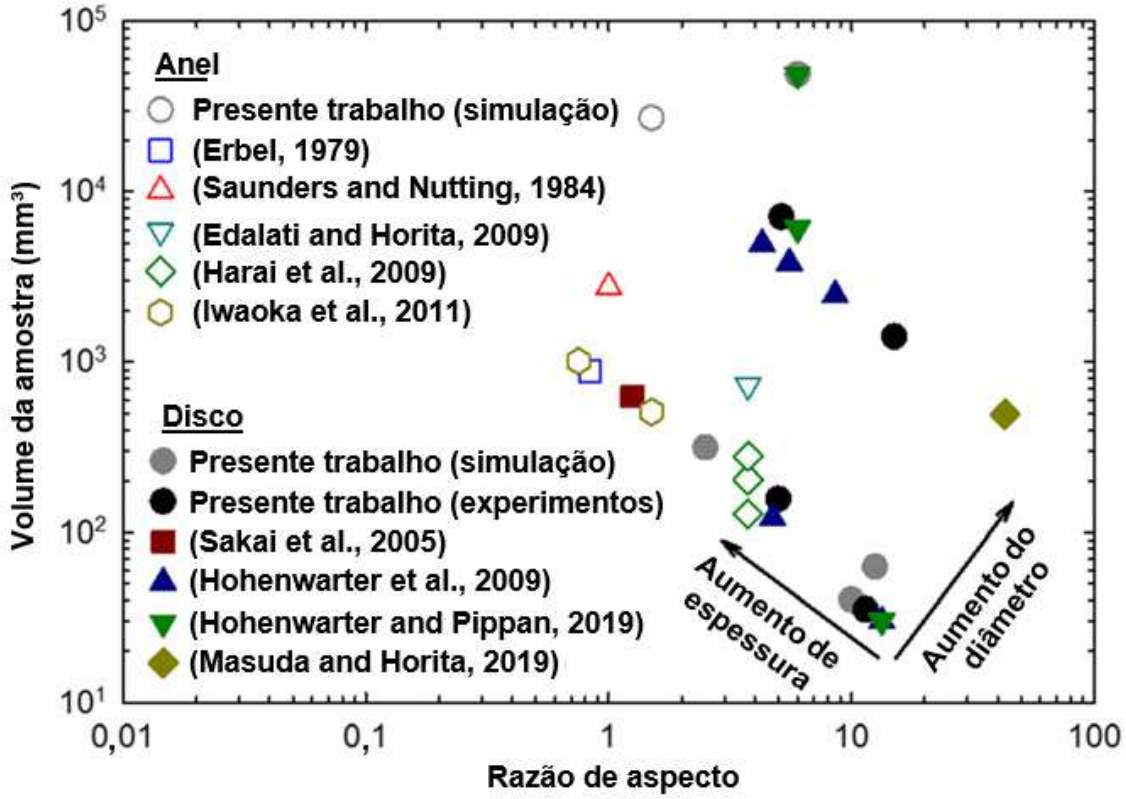


Figura 5.8 – Volume das amostras do presente trabalho analisadas via simulação e experimentos, bem como dados da literatura, presentes na Tabela 3 em função da *RA*

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[54].

Sabe-se que o volume da amostra pode ser ampliado aumentando-se sua espessura e diminuindo sua razão de aspecto, ou aumentando-se o diâmetro e, consequentemente, a razão de aspecto, ou até mesmo ampliando ambos, a espessura e o diâmetro, mantendo a razão de aspecto aproximadamente constante. Uma consequência direta do aumento do diâmetro da amostra é a ampliação da área longitudinal, o que requer uma maior carga axial para manter uma pressão nominal proporcional à sua área. Assim, o aumento do diâmetro e, portanto, do volume da amostra com deformação homogênea demanda a utilização de máquinas mais robustas.

Na avaliação do aumento de escala das amostras, também se faz necessário incluir as previsões teóricas de torque e deformação presentes no HPT. As estimativas obtidas a partir de testes de torção podem ser utilizadas como uma primeira aproximação para o HPT. Assim, considerando o material exibindo comportamento plástico perfeito, e desconsiderando a influência da temperatura e da taxa de deformação, a deformação, ε, e o torque, τ, são obtidos pelas Equações

[54] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

1.2 e 1.3, respectivamente, conforme apresentado por Jonas *et al.* (2014). Onde N é o número de voltas, r é a distância de um ponto ao centro da amostra, σ é a tensão de fluxo do material e h e R são a espessura e o raio da amostra, respectivamente.

$$\varepsilon = \frac{2\pi N r}{h\sqrt{3}} \qquad 1.2$$

$$\tau = \frac{2\pi\sigma R^3}{3\sqrt{3}} \qquad 1.3$$

As equações teóricas permitem observar que o torque é proporcional ao cubo do raio da amostra e, portanto, um aumento no diâmetro não apenas amplia os requisitos para carga axial, $F_A \propto R^2$, mas também a demanda de torque, $\tau \propto R^3$. As estimativas teóricas de ε e τ podem ser comparadas aos resultados obtidas via simulações, os quais estão resumidos na Tabela 11, apresentada com permissão de Reis *et al.* (2024).

Tabela 11 – Resumos dos resultados das simulações, volume, V, carga axial, F_A, utilizada para manter uma pressão nominal de 2 GPa, torque, τ, deformação plástica (*Von Mises*), ε, no raio de 0,7 R depois de uma volta de HPT e a energia incorporada, E_{Inc}, para alcançar $\varepsilon = 20$ em 0,7 R, para amostras com diferentes diâmetros, D, e espessura, h

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[55].

Formato	D (mm)	h (mm)	V (mm^3)	F_A (MN)	τ (Nm)	ε $(0{,}7\ R)$	E_{Inc} (MJ/kg)
Disco	8	0,8	36	0,1	36	13,6	1,0
Disco	10	0,8	59	0,16	74	16,6	1,1
Disco	10	2	140	0,16	62	6,8	0,9
Disco	10	4	220	0,16	58	3,6	1,0
Disco	30	2	1508	1,42	1950	17,4	1,0
Disco	36	7	6825	2,17	3100	6,8	0,9
Disco	72	12	44257	8,1	21800	7,6	0,9
Anel	72	12	25296	6,1	21800	8,4	1,4

Os valores de torque foram determinados ao final de uma volta do HPT, de forma a considerar o encruamento do material durante o processamento. O valor da deformação plástica foi obtido

[55] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

para uma posição radial fixa de $0{,}7\,R$, para amostras com diferentes dimensões. Essa escolha assegura que o volume compreendido entre $0{,}7\,R$ e $1{,}0\,R$ seja submetido a deformações suficientes, e possa ser usado para aplicações práticas. Os resultados das simulações apresentaram boa concordância com as previsões teóricas, segundo as relações $F_A \propto R^2$ e $\tau \propto R^3$.

A Figura 5.9 apresenta a distribuição de deformação plástica, segundo o critério de *Von Mises*, ao longo da seção transversal dos discos processados por HPT, para $N = 1$. Como esperado, a deformação plástica aumenta com o acréscimo da distância em relação ao centro de cada disco. Esse incremento da deformação é praticamente constante ao longo da espessura dos discos com elevada razão de aspecto, $RA = D/h$. No entanto, à medida que essa razão reduz, observa-se uma tendência de aumento da deformação ao longo da espessura média dos discos. Próximo às bordas, a distribuição de deformação torna-se menos homogênea ao longo da direção da espessura, com um aumento significativo da deformação nessa região, o que acentua a heterogeneidade do campo de deformação. Outro ponto observado na Figura 5.9, é que a quantidade total de deformação introduzida em uma volta completa diminui com a redução da RA. Além disso, embora a estimativa teórica preveja deformação nula no centro dos discos submetidos à torção, as simulações preveem algum nível de deformação nessa região central. Essa divergência pode ser atribuída à deformação causada pela compressão inicial e pelo processo de geração de malha empregado durante as simulações.

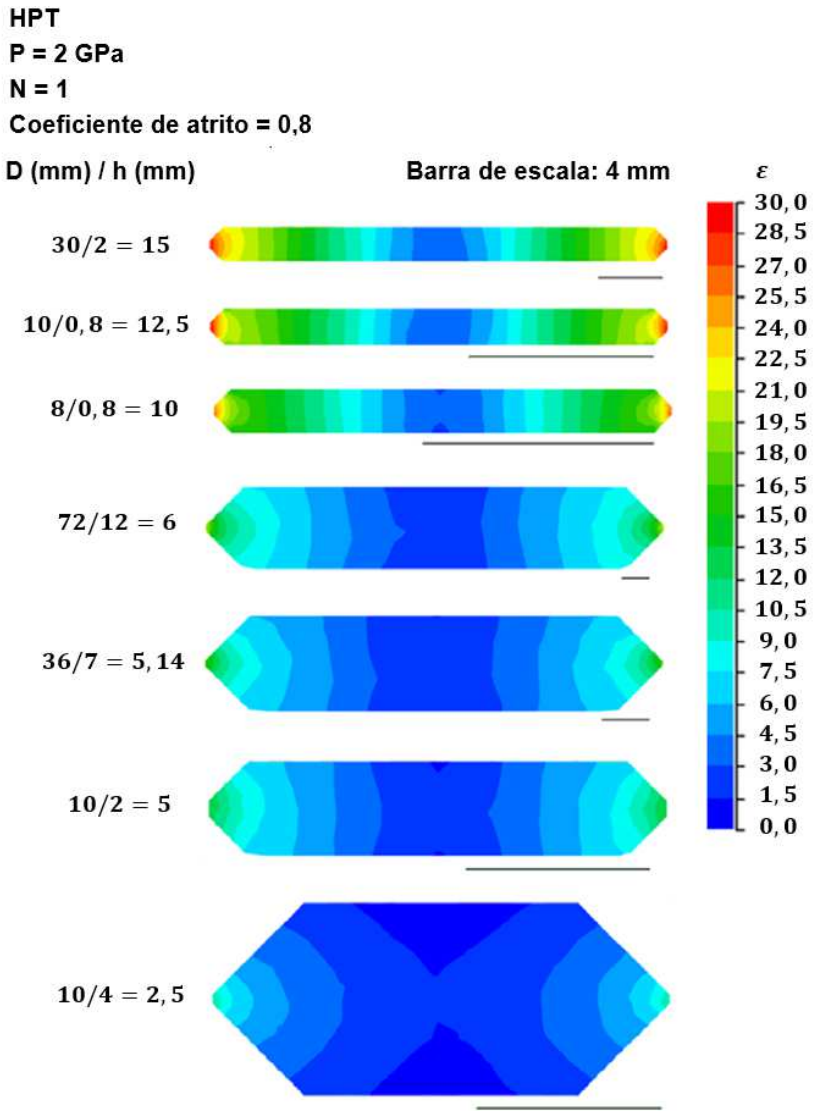


Figura 5.9 – Distribuição da deformação plástica, ε, ao longo da seção transversal das amostras com diferentes dimensões processadas por HPT. Note a diferença na barra de escala para cada amostra

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[56].

A Figura 5.10 apresenta os campos de taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, para as mesmas amostras analisadas da Figura 5.9. Nota-se que a distribuição da taxa de deformação durante o processo de HPT segue um padrão similar ao da deformação plástica. Uma análise mais detalhada revela que a integração da taxa de deformação em relação ao tempo, ao longo de uma volta completa com duração de $60\,s$, produz o padrão de deformação representado na Figura 5.9. Esse resultado indica que a distribuição da taxa de deformação não sofre variações significativas durante o processamento.

[56] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

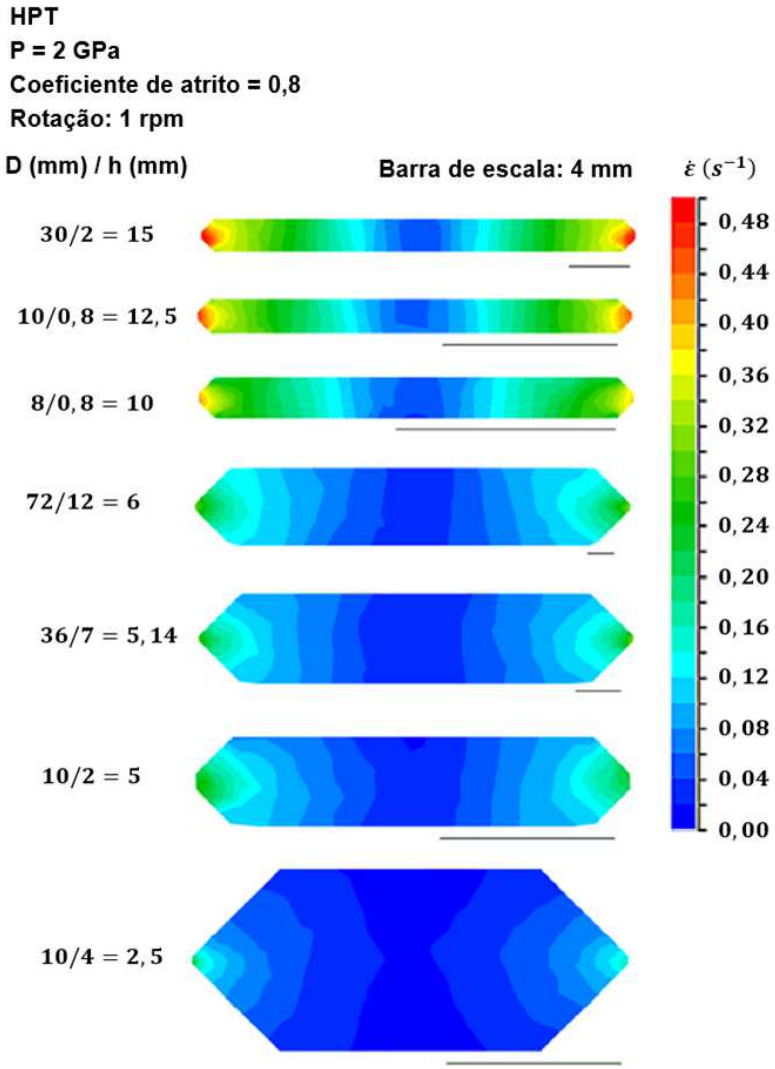


Figura 5.10 – Distribuição da taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, ao longo da seção transversal das amostras com diferentes dimensões processadas por HPT. Note a diferença na barra de escala para cada amostra

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[57].

A Figura 5.11 apresenta a distribuição da tensão de fluxo na seção transversal dos discos processados por HPT. As bordas dos discos, que são submetidas a maiores níveis de deformação, conforme apresentado na Figura 5.9, exibem maior resistência mecânica, devido ao comportamento de endurecimento por deformação do material. A variação da tensão de fluxo é mais pronunciada nas regiões com menores deformações e tende a se estabilizar em níveis elevados de deformação. Em termos quantitativos, observa-se que a variação na tensão de fluxo é consideravelmente menor do que a da deformação plástica. Por exemplo, enquanto a

[57] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

deformação plástica apresenta variações da ordem de até dez vezes, as diferenças na tensão de fluxo são limitadas a um fator de duas vezes.

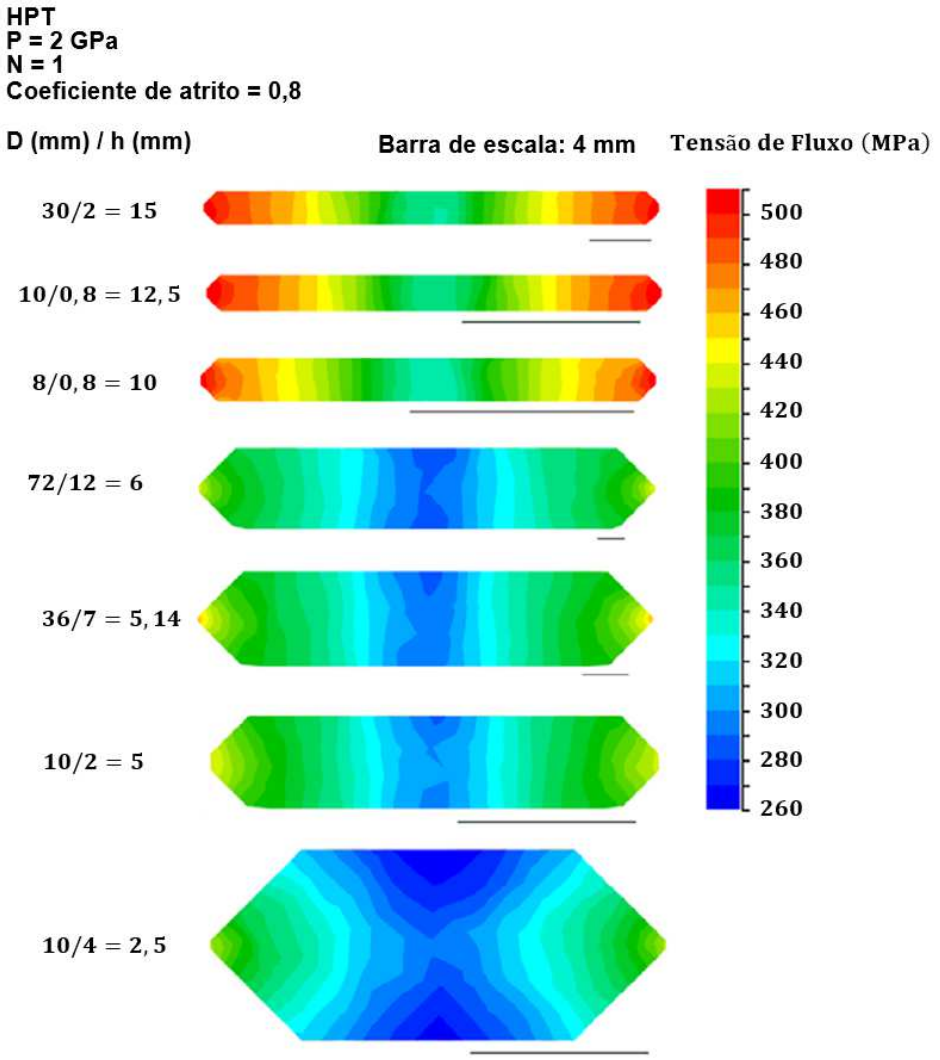


Figura 5.11 – Distribuição da tensão de fluxo após uma volta de processamento via HPT de amostras com diferentes dimensões. Note a diferença na barra de escala para cada amostra

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[58].

A Figura 5.12 apresenta a tensão de fluxo no plano central de um disco de cobre com $10\ mm$ de diâmetro e $0{,}8\ mm$ de espessura, em função da distância radial em relação ao centro do disco. Como esperado, observa-se que a resistência aumenta com o aumento da posição de afastamento em relação ao centro. Dados de dureza para o Cu processado por 1 volta de HPT, disponíveis na literatura (AN *et al.*, 2010; ČÍŽEK *et al.*, 2011), foram convertidos em tensão

[58] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

utilizando a lei de *Tabor's*, proposta em Tabor (1948), para comparar com os resultados obtidos neste estudo. Verifica-se uma concordância global tanto em relação ao nível da tensão de fluxo quanto à sua distribuição radial, o que corrobora com a validação dos resultados obtidos via simulação.

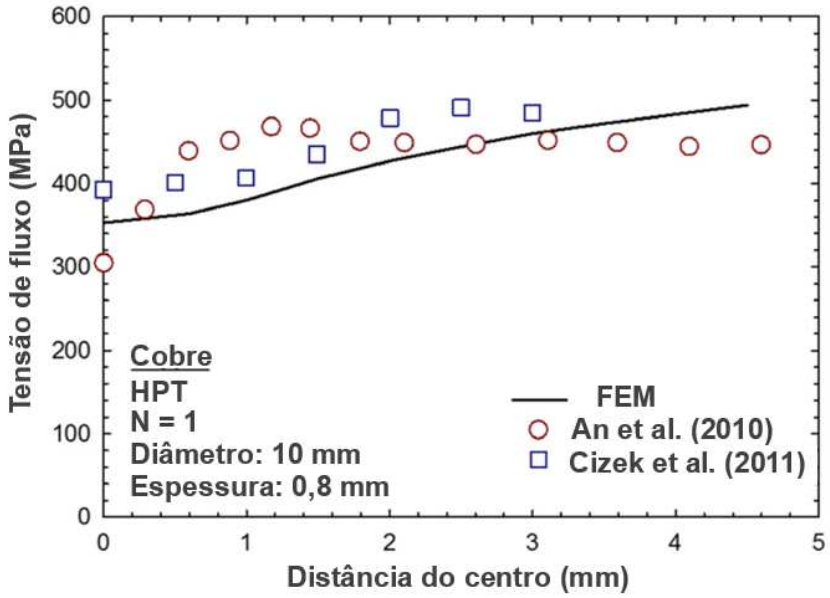


Figura 5.12 – Distribuição da tensão de fluxo do Cu processado em 1 volta de HPT, em função da distância em relação ao centro do disco. Dados de distribuição de dureza em discos de Cu obtidos da literatura que foram transformados usando a lei de *Tabor's* para comparação

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[59].

O aquecimento induzido por deformação, que pode ser significativo em processos de deformação plástica severa, em especial no HPT, já foi objeto de análise em diversos estudos. Nesse contexto, existem modelos desenvolvidos para predizer o aumento de temperatura durante o processo, considerando fatores como a resistência do material, a velocidade de rotação e o diâmetro da amostra (EDALATI *et al.*, 2018; FIGUEIREDO *et al.*, 2012; PEREIRA *et al.*, 2014). Assim, torna-se importante avaliar o aumento da temperatura em função das dimensões das amostras processadas. A Figura 5.13 apresenta o campo de distribuição de temperatura na seção transversal de discos processados por 1 volta de HPT, sob $2\ GPa$ e a $1\ rpm$. Observa-se que, para as amostras com diâmetro de $10\ mm$, o aquecimento é quase irrisório. Contudo, o aumento da temperatura torna-se significativo com o incremento das dimensões das amostras, de modo que o Cu atinge uma temperatura máxima superior a $100\ °C$

[59] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

na amostra com 72 mm de diâmetro e 12 mm de espessura. Os aumentos de temperatura foram de ~ 2,2, ~ 3,0, ~ 18,8, ~ 28,5 e ~ 102 K, para as amostras com diâmetros de 8, 10, 30, 36 e 72 mm, respectivamente. Isso evidencia a dependência do ganho de calor com o diâmetro da amostra, em concordância com o estudo de Pereira *et al.* (2014), no qual o aumento máximo na temperatura previsto é proporcional ao quadrado do raio da amostra. Além disso, os resultados das simulações indicam aumentos de temperatura de ~ 3,0, ~ 2,7 e ~ 2,4 K para as amostras com o diâmetro de 10 mm e espessuras de 0,8, 2 e 4 mm, respectivamente. A redução na temperatura com o aumento da espessura pode ser atribuída à maior área para transferência de calor entre a amostra e as matrizes, especialmente na região inclinada das bordas.

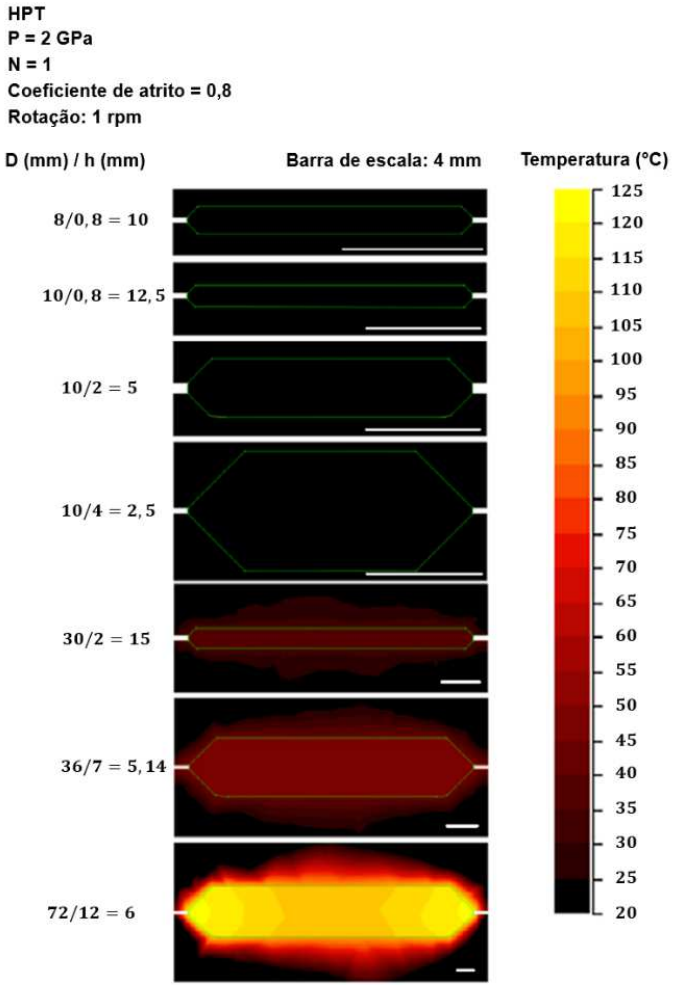


Figura 5.13 – Distribuição de temperatura do Cu processado em 1 volta de HPT para amostras com diferentes dimensões. Note a diferença na barra de escala para cada amostra

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[60].

[60] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

Para a configuração *quasi-constrained* do HPT, diversos estudos presentes na literatura indicam a influência das condições de atrito (FIGUEIREDO*, et al.*, 2012; FIGUEIREDO *et al.*, 2013) e do ângulo da borda inclinada das matrizes sobre a zona de deformação das amostras (LEE; KIM, 2014). Portanto, para investigar esse comportamento, foram realizadas simulações com discos de $72\ mm$ diâmetro e $12\ mm$ de espessura, avaliando-se o efeito do coeficiente de atrito. A Figura 5.14 apresenta a zona de deformação, expressa pelo perfil de distribuição da taxa de deformação. Nota-se uma tendência de deformação localizada ao longo do plano central do disco com o aumento do coeficiente de atrito. Por outro lado, ao se reduzir o coeficiente de atrito, a deformação tende a se concentrar nas superfícies superior e inferior dos discos. Nesse sentido, como a força de atrito depende da pressão de contato entre amostra e as matrizes durante o processamento, foram considerados diferentes níveis de pressão de processamento. Percebe-se que a redução da pressão nominal de 2 para $0{,}5\ GPa$ promove uma mudança na zona de deformação semelhante à observada com a redução do coeficiente de atrito.

Pontua-se que a espessura da amostra não afeta significativamente o torque nem a carga axial e, portanto, teoricamente, o ganho de escala pode ser alcançado aumentando essa dimensão, desde que não haja influência das bordas inclinadas. De acordo com a Equação 1.2, o aumento na espessura leva à redução da deformação plástica, mas esse efeito pode ser contornado pelo aumento do número de voltas no HPT. No entanto, tanto as simulações do presente estudo, bem como os resultados experimentais indicam, em concordância com dados prévios da literatura (HOHENWARTER *et al.*, 2009; HOHENWARTER; PIPPAN, 2019; IWAOKA *et al.*, 2011; Sakai *et al.*, 2005), que a diminuição da razão de aspecto pode induzir heterogeneidades na distribuição da deformação ao longo da direção da espessura, conforme mostrado na Figura 5.9 e a Figura 5.14.

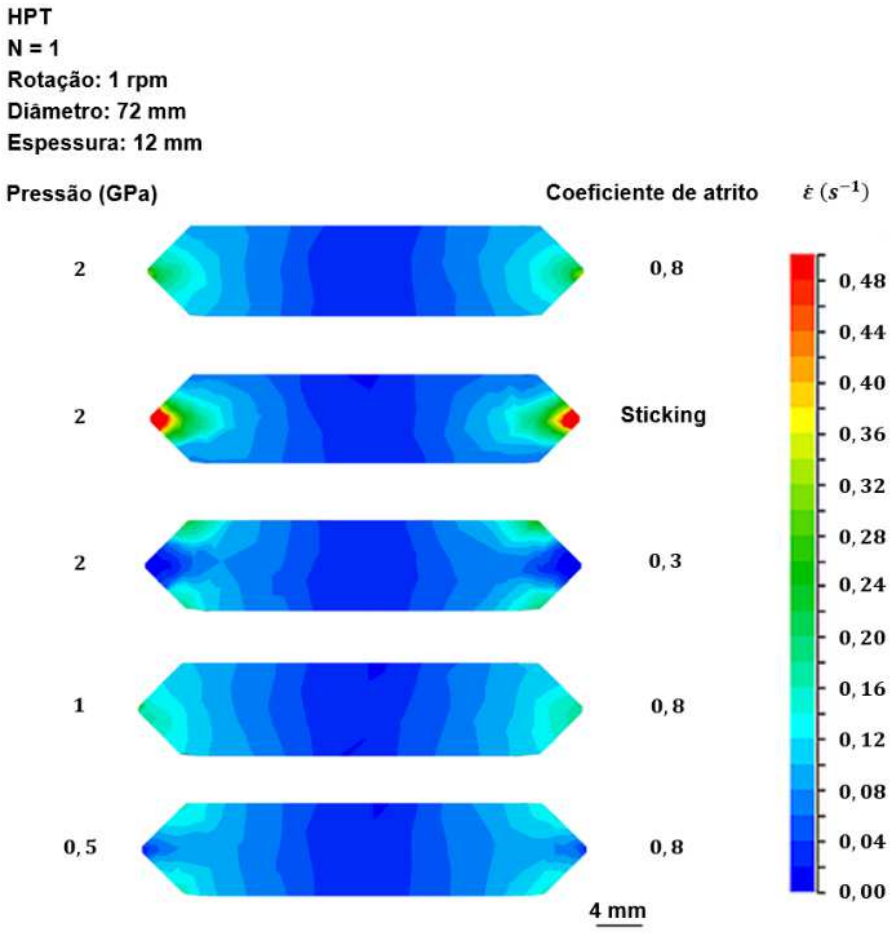


Figura 5.14 – Zona de deformação em disco com 72 mm de diâmetro e 12 mm de espessura considerando diferentes coeficientes de atrito e pressão de processamento

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[61].

A heterogeneidade de deformação imposta no centro e nas bordas dos discos processados por HPT pode limitar a aplicação prática dos materiais obtidos por essa técnica. Esse aspecto estimulou o desenvolvimento de estudos com amostras em formato anelar, conforme reportado na literatura por Edalati e Horita (2009) e Harai *et al.* (2008). Nesse sentido, simulações adicionais foram realizadas considerando esse formato. A Figura 5.15 mostra a distribuição da taxa de deformação, da deformação plástica e da tensão de fluxo em amostras anelares com diâmetro externo de 72 mm, diâmetro interno de 36 mm e espessura de 12 mm, processadas sob pressão de 2 GPa por uma volta. Os resultados indicam que, nesse formato, tanto a zona de deformação quanto a distribuição da deformação plástica são mais homogêneas em comparação às amostras no formato de disco. Além disso, a amostra em formato de anel possui maior parte

[61] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

de seu volume com deformações na faixa de 6 a 10, enquanto, na condição de disco, a deformação varia entre 1 e 10. Consequentemente, espera-se que a resistência do material na amostra anelar seja mais uniforme, com grande parte de seu volume exibindo tensões de fluxo distribuídas na faixa de 400 a 430 MPa.

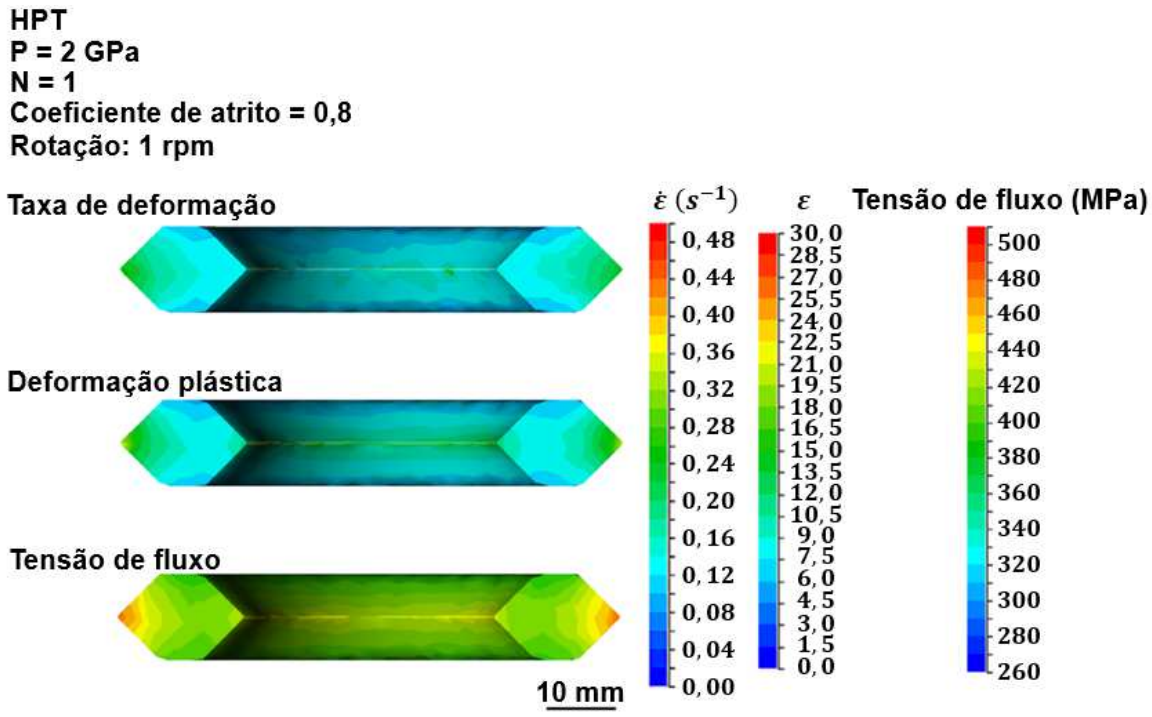


Figura 5.15 – Distribuição da taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, deformação plástica, ε e de tensão de fluxo em amostras anelares processadas na condição de 2 GPa e $N = 1$

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[62].

A Figura 5.16 apresenta as curvas de torque obtidas para o processamento de amostras com diferentes dimensões e formatos, incluindo discos e anéis. Observa-se que o torque necessário aumenta com a ampliação do diâmetro dos espécimes. Para as amostras com 10 mm de diâmetro e diferentes espessuras, percebe-se que a variação na espessura não exerce impacto significativo sobre o torque requerido. Em acréscimo, para fins de comparação, foram incluídos, por meio de linhas pontilhadas, dados reportados na literatura para discos de cobre com 8 mm (WETSCHER *et al.*, 2005) e 10 mm de diâmetro (EDALATI *et al.*, 2013), processados por HPT. Os dados referentes ao disco de 10 mm demonstram boa concordância com os obtidos via simulação. No entanto, para o disco de 8 mm, os valores reportados na literatura são até

[62] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

~ 2 vezes superiores aos obtidos neste estudo. Essa diferença pode ser atribuída em função do atrito produzido pelo material que escoa entre as matrizes, fenômeno que não foi considerado no modelo adotado. A formação da rebarba proveniente do material que escoa entre as matrizes aumenta o diâmetro efetivo da amostra, elevando o torque necessário. Ademais, estudos prévios com simulações FEM para o cobre indicam que as condições de atrito entre as matrizes e o material que escoa entre elas afeta significativamente o torque necessário (KAMRANI *et al.*, 2017). De forma geral, os resultados sugerem que o diâmetro, ou diâmetro externo da amostra, é a variável predominante para a estimativa do torque no processamento por HPT, independentemente do volume total da amostra.

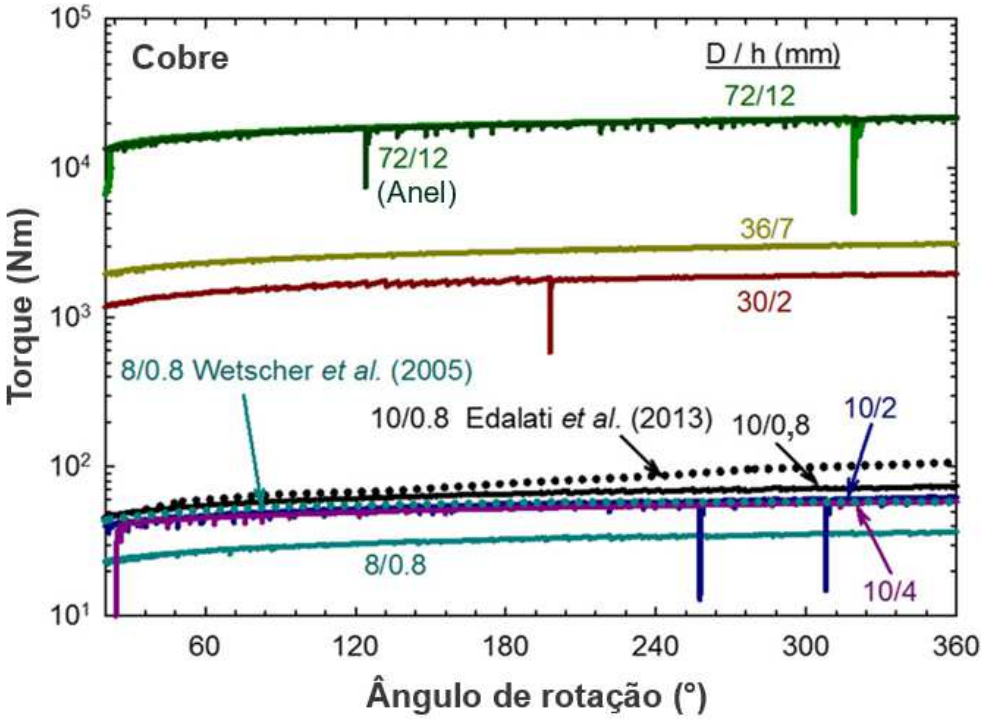


Figura 5.16 – Curvas de torque em função do ângulo de rotação obtidas via simulação para as amostras com diferentes diâmetros, D, e espessura, h. Os dados experimentais para comparação foram obtidos da literatura (EDALATI *et al.*, 2013; WETSCHER *et al.*, 2005)

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[63].

A Figura 5.17 apresenta amostras de Mg de pureza comercial, com diferentes dimensões, processadas por HPT. As amostras possuem diâmetros e espessuras variados, resultando em volumes totais entre ~ 40 e ~ 6.800 mm^3. Destaca-se que, apesar das diferentes dimensões, não foram observados sinais visíveis de trincas ou qualquer ocorrência de escorregamento entre

[63] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

os planos dos discos. Sabe-se que o Mg puro processado por HPT apresenta pequenas variações de dureza, por outro lado, a sensibilidade à taxa de deformação, m, aumenta significativamente com o acréscimo da deformação introduzida pelo processo (FIGUEIREDO *et al.*, 2020; FIGUEIREDO *et al.*, 2017).

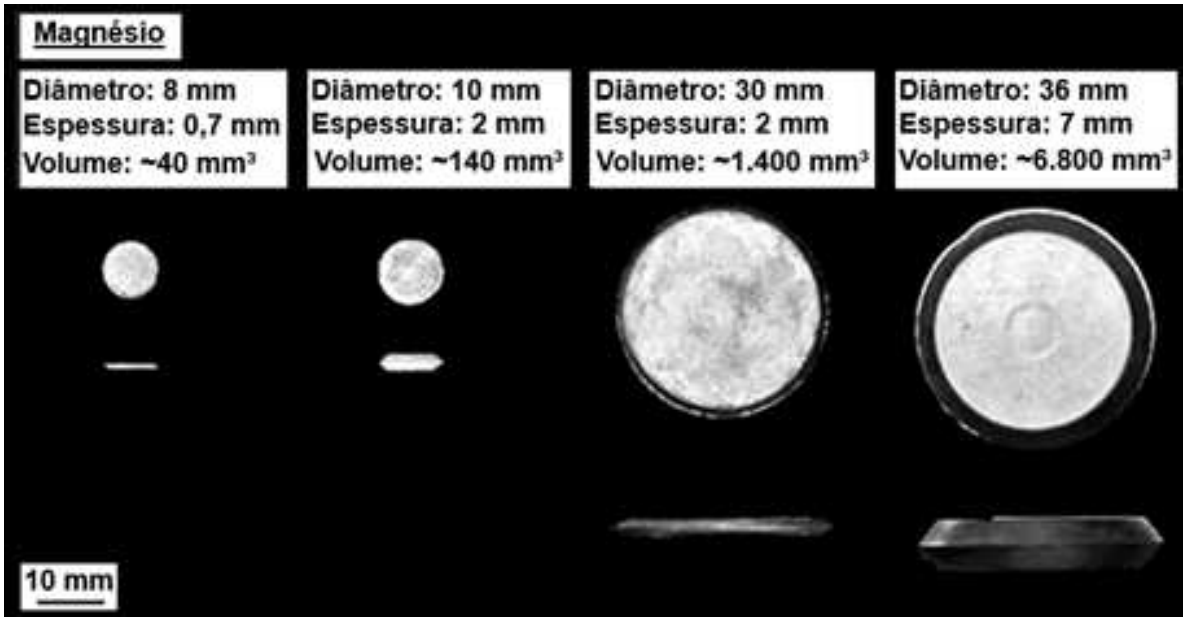


Figura 5.17 – Amostras de Mg com diferentes diâmetros e espessuras processadas por HPT

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[64].

Assim, a distribuição da sensibilidade à taxa de deformação, m, foi utilizada para avaliar a efetividade do processamento na introdução de deformação ao longo da espessura das bordas dos discos apresentados na Figura 5.17. Observa-se pela Figura 5.18, que os discos com elevada razão de aspecto, isto é, $D/h > 10$, apresentam uma distribuição homogênea de elevados valores de m. No entanto, nas amostras com baixa razão de aspecto, como $D/h \approx 5$, observam-se valores elevados de m ao longo da região central da espessura, enquanto predominam valores reduzidos próximos às superfícies, o que sugere a ocorrência de deformação localizada.

[64] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

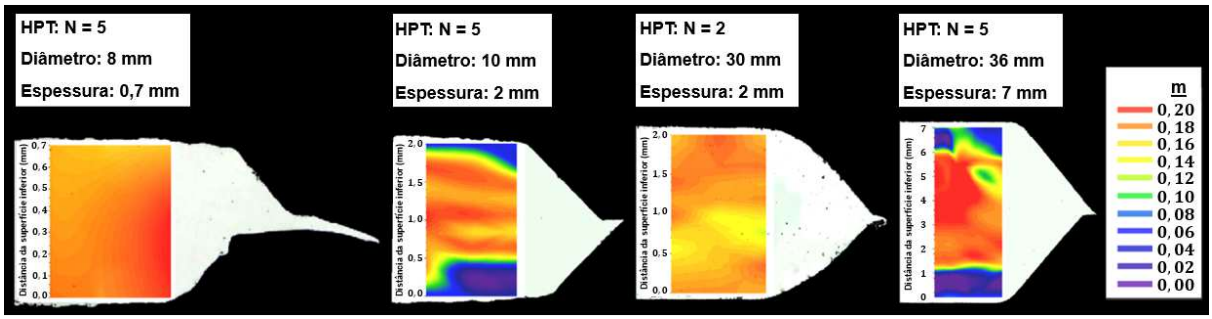


Figura 5.18 – Distribuição da sensibilidade a taxa de deformação próxima as extremidades dos discos com diferentes diâmetros e espessuras processadas por HPT

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[65].

Com o objetivo de avaliar a permanência da deformação localizada, amostras com 10 mm de diâmetro e 2 mm de espessura foram processadas com diferentes números de voltas, de modo a analisar o desenvolvimento da sensibilidade à taxa de deformação nas bordas dos discos. A Figura 5.19 mostra os mapas de m, nos quais se percebe uma deformação localizada predominante no plano central da amostra no início do processo, $N = 1$. No entanto, com o aumento do número de voltas, verifica-se uma expansão gradual da área com elevados valores de m. Em última análise, a maior porção da espessura da amostra exibe elevados valores de sensibilidade à taxa de deformação, indicando uma transição progressiva para uma condição mais homogênea de deformação com o aumento do número de voltas.

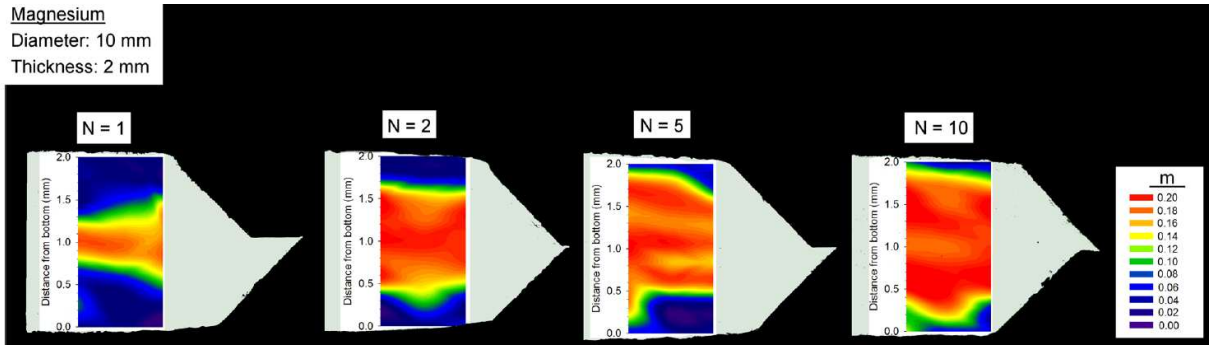


Figura 5.19 – Distribuição da sensibilidade a taxa de deformação nas extremidades dos discos com 10 mm de diâmetro, 2 mm de espessura processadas por HPT com diferentes quantidades de voltas

Adaptado de (REIS *et al.*, 2024) com permissão[65].

Os resultados presentes até este ponto indicam uma notável heterogeneidade na distribuição do campo de deformação nas proximidades das bordas dos discos, nas quais algumas regiões

[65] Imagem reproduzida de REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

sofrem níveis de deformação superiores ao esperado, enquanto outras apresentam níveis significativamente inferiores, como identificado na Figura 5.9 e na Figura 5.14. Nesse contexto, a distribuição heterogênea de dureza ao longo da espessura axial já foi relatada em amostras de ferro (HOHENWARTER *et al.*, 2009) e de cobre (HOHENWARTER; PIPPAN, 2019). Experimentos realizados com um pino inserido em um disco revelaram que a deformação plástica é altamente localizada no plano médio, podendo atingir até 10 vezes o valor teórico em ligas de alumínio, e até 16 vezes em magnésio puro (PANDA *et al.*, 2017). Além disso, resultados de simulações por FEM demonstram que o comportamento do material influencia significativamente o grau de deformação localizada (FIGUEIREDO *et al.*, 2012; KULAGIN *et al.*, 2017). Nesse âmbito, os resultados obtidos neste trabalho indicam que os discos processados podem apresentar valores mais elevados de dureza na região próxima ao plano médio, em comparação às superfícies externas, e que a heterogeneidade aumenta com a redução da razão de aspecto. Essas observações são consistentes com os resultados das simulações apresentados na Figura 5.11, e com os dados experimentais representados na Figura 5.18 e na Figura 5.19. Além disso, estudos experimentais (HOHENWARTER *et al.*, 2009) e simulações numéricas (LEE; KIM, 2014) apontam que o ângulo de cunha das matrizes exerce influência significativa sobre o nível de heterogeneidade da deformação.

Por outro lado, uma tendência contrária caracterizada por maior deformação próxima as superfícies planas do disco e menor no plano médio, também foram relatadas na literatura. Por exemplo, transformações completas de fase e de ordem/desordem foram observadas próximas as superfícies planas do disco de um composto intermetálico TiAl após 10 voltas de HPT, enquanto essas transformações ainda estavam em andamento no plano médio (LI *et al.*, 2019). Além disso, a recuperação microestrutural ao redor das superfícies ocorreu em temperaturas mais baixas devido à maior energia de deformação armazenada em um disco de liga de alta entropia CoCrFeNiMn após 15 voltas de HPT com posterior aquecimento. Em contrapartida, a recuperação nas regiões centrais da amostra foi observada apenas em temperaturas mais elevadas (KAWASAKI *et al.*, 2018). Essas observações estão em concordância com os resultados obtidos nas simulações presentes na Figura 5.14, para a condição de baixo coeficiente de atrito entre a amostra e as paredes laterais da cavidade da matriz. Portanto, os resultados do presente trabalho indicam que as condições de atrito, que podem ser influenciadas pela pressão de processamento, desempenham um papel crucial na ocorrência dessas heterogeneidades. Em especial, um maior atrito entre a amostra e as paredes laterais favorece a

deformação localizada no plano médio, enquanto um atrito menor concentra a deformação nas superfícies da amostra.

Adicionalmente, é interessante destacar que o aumento do número de voltas no HPT tende a reduzir a heterogeneidade observada nos estágios iniciais do processamento. Por exemplo, em amostras espessas de magnésio puro, altos valores de sensibilidade à taxa de deformação são inicialmente limitados à região do plano médio após apenas uma volta. Contudo, com o aumento do número de voltas, a região com elevados valores de *m* se expande, e eventualmente, a maior parte da amostra apresenta alta sensibilidade à taxa de deformação. Isso sugere que o HPT tem potencial para promover uma homogeneização gradual da deformação ao longo da espessura axial, à medida que o número de voltas aumenta. Essa tendência também foi observada experimentalmente por Iwaoka *et al.* (2011) em amostras anelares com $4\ mm$ de espessura e $3\ mm$ de largura, nas quais a área altamente deformada aumentou com o número de voltas. O mesmo comportamento foi observado ao longo de toda a espessura de discos de HPT provenientes de misturas de materiais empilhados, conforme mostrado por Han *et al.* (2020), Hernández-Escobar *et al.* (2019), Kawasaki *et al.* (2018), Hernández-Escobar *et al.* (2022) e Pouryazdan *et al.* (2017). Em resumo, as condições de deformação próximas às bordas dos discos são fortemente influenciadas por fatores como o ângulo das regiões laterais de cunha nas matrizes, as condições de atrito, a pressão nominal, a razão de aspecto e o número de voltas aplicadas no HPT. O controle rigoroso desses parâmetros pode, em teoria, promover uma distribuição mais homogênea de deformação em amostras mais espessas.

Outro parâmetro importante é a energia incorporada. Embora o método demande altas cargas axiais para desenvolver pressões hidrostáticas elevadas, as matrizes são razoavelmente estacionárias na direção axial durante o processamento. Na prática, nenhum trabalho axial é realizado após a compressão inicial da amostra, e o sistema pode ser mantido sob carga mesmo com a máquina desligada. Assim, a maior parte do trabalho é imposta pelo torque necessário para realizar a torção da amostra.

O torque teórico, τ, necessário para a torção pode ser estimado pela Equação 1.3, em função do raio da amostra e da resistência do material. O trabalho realizado pelo torque e o consumo de energia dependem do número de voltas necessárias para se atingir um valor desejado de deformação. Assim, é possível estimar a energia incorporada por quilograma de material, E_{Inc}, por meio da Equação 1.4.

$$E_{Inc} = \frac{2\pi N\tau}{V\rho} = \frac{2\pi\sigma h R^2 \varepsilon}{3V\rho} \quad 1.4$$

Em que V é o volume da amostra, N é o número de voltas no HPT, e ρ é a densidade do material. É possível simplificar a Equação 1.4 para amostras em formato de disco, considerando que o volume é igual a $\pi R^2 h$, a energia incorporada pode ser estimada pela Equação 1.5.

$$E_{Inc}^{Disco} = \frac{2\sigma\varepsilon}{3\rho} \quad 1.5$$

Observa-se que a energia incorporada teórica para discos, E_{Inc}^{Disco}, corresponde a dois terços do trabalho realizado no volume externo da amostra, que é determinado por $\sigma\varepsilon/\rho$. Essa diferença é atribuída ao fato de que a Equação 1.5 considera a energia média investida em todo o disco e, portanto, inclui o volume no centro, no qual o trabalho realizado é muito menor (JONAS *et al.*, 2014). A análise da Equação 1.5 revela que a E_{Inc}^{Disco} é independente das dimensões da amostra, e depende apenas da resistência do material, da densidade e da quantidade de deformação imposta. Assim, considerando uma tensão de fluxo média de $400\ MPa$ e uma densidade de $8.960\ kg/m^3$ para o Cu, a E_{Inc}^{Disco} para atingir uma deformação de 20 é da ordem de $\sim 600\ kJ/kg$. Esse valor pode ser considerado um limite inferior para a energia incorporada via HPT. Para fins de comparação, os valores de energia incorporada estimados a partir dos dados das simulações FEM são descritos na Tabela 11. Esses valores foram calculados considerando o volume real da amostra, o torque após uma volta de HPT, e o número de rotações necessárias para atingir uma deformação de 20 a $0{,}7\ R$. Para as amostras em formato de disco, os valores estimados são da ordem de $\sim 1MJ/kg$.

Os valores estimados de energia incorporada por simulações FEM são superiores às previsões teóricas para discos. A principal razão para essa diferença é que a quantidade de deformação imposta à amostra varia ao longo do raio. Isso significa que, em aplicações práticas, um número maior de voltas é necessário para atingir uma deformação de 20 a $0{,}7\ R$ do que na borda do disco. Como a E_{Inc} considera todo o volume da amostra, as porções centrais também são consideradas para uso, apesar da menor deformação. Na prática, sabe-se que os discos tendem a se tornar mais homogêneos após um grande número de voltas de HPT. Outro ponto relevante é que a energia investida em amostras anelares é maior do que em discos, porque o torque necessário é semelhante, mesmo o volume sendo menor. Nota-se que, no processamento real, o torque pode ser aproximadamente duas vezes superior ao estimado nas simulações, devido à formação de rebarbas nas bordas da amostra. Portanto, a energia incorporada no processamento

real tende a atingir valores de $\sim 2\ MJ/kg$ em discos e $\sim 3MJ/kg$ em anéis. Na literatura, o trabalho realizado para processar o cobre até uma deformação efetiva de ~ 28 foi determinado como sendo $1{,}73\ MJ/kg$, com base nas curvas de torque, por Jonas, Ghosh*, et al.* (2014). Esse valor corrobora com os resultados obtidos neste estudo. Ademais, os valores de energia incorporada na faixa de $1 - 2MJ/kg$, estimados para o processamento de Cu pelo sistema CARP em oito passes, são comparáveis aos obtidos para o HPT, apesar da quantidade muito maior de deformação alcançada. Esses resultados sugerem que o HPT é um método mais eficiente em termos de energia quando comparado ao processo CARP.

5.3 Processamento por ARB

A Figura 5.20 apresenta as chapas de alumínio comercial 1200 processadas por ARB, enquanto a Tabela 12 reúne o número total de passes, as dimensões finais, a área na direção de laminação e o volume total de cada chapa.

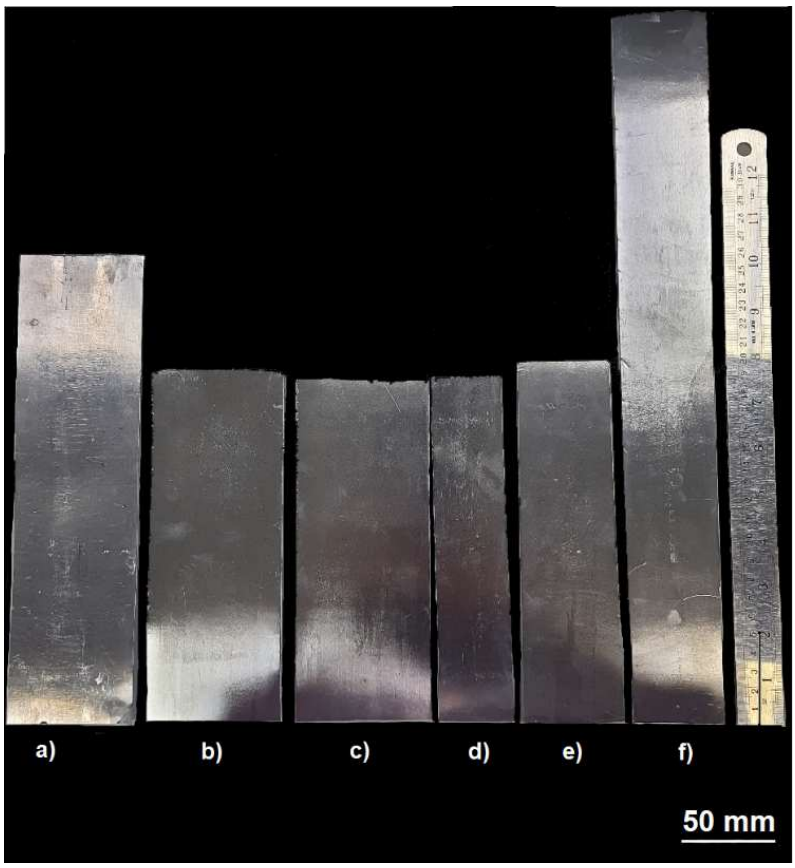


Figura 5.20 – Amostras processadas por ARB

Elaboração própria.

Tabela 12 – Dimensões das chapas processadas por ARB e o $N°$ total de passes

Elaboração própria.

Amostras	N° de passes	Comprimento $l\ (mm)$	Largura $w\ (mm)$	Espessura $h\ (mm)$	Área $A\ (mm^2)$	Volume $V\ (mm^3)$
a)	4	~266	~71	~0,6	18.886	10.765
b)	5	~195	~76	~1,1	14.820	16.302
c)	5	~195	~76	~1,1	14.820	15.561
d)	8	~190	~41	~0,7	7.790	5.687
e)	8	~199	~53	~0,9	10.547	9.492
f)	8	~400	~51	~0,9	20.400	17.748

Tomando como base a maior chapa processada, apresentada na Figura 5.20 f), a qual foi submetida a 8 passes de processamento e possui as dimensões finais conforme a Tabela 12, observa-se que o processo foi capaz de produzir uma amostra com volume ~ 282 vezes superior aos discos de HPT com dimensões tradicionais de $10\ mm$ de diâmetro e $8\ mm$ de espessura. E comparada ao maior disco físico analisado neste trabalho, com $36\ mm$ de diâmetro e $7\ mm$ de espessura, a chapa obtida por ARB possui volume cerca de $\sim 2{,}5$ vezes maior. Em relação à chapa de cobre processada pelo método CARP, o volume da chapa produzida por ARB é $\sim 1{,}4$ vezes superior.

A Figura 5.21 apresenta os resultados dos ensaios de tração realizados em um corpo de prova de alumínio recozido e em outro do mesmo material após oito passes de ARB. Observa-se que o Al processado apresentou um ganho no limite de resistência à tração de $\sim 2{,}3$ vezes em comparação à condição recozida. Nesse sentido, o processo resultou em uma redução no tamanho de grãos, como evidenciado na Figura 5.22, onde se observam grãos com dimensões inferiores a $500\ nm$.

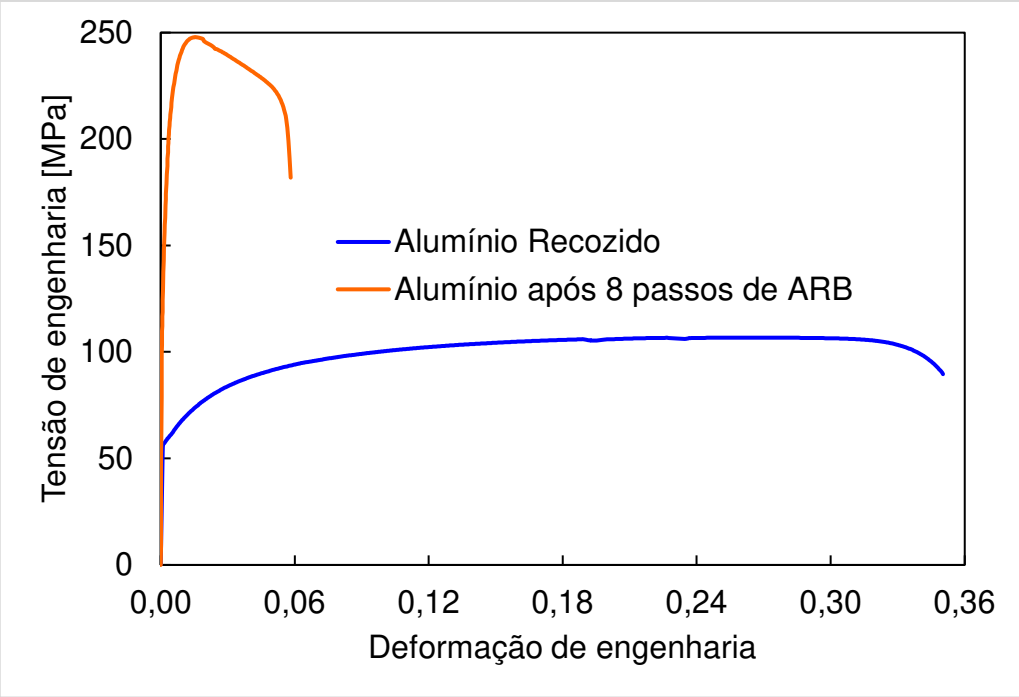


Figura 5.21 – Curvas tensão x deformação de engenharia obtidas para corpos de prova de alumínio em sua condição recozida e após 8 passes de ARB

Elaboração própria.

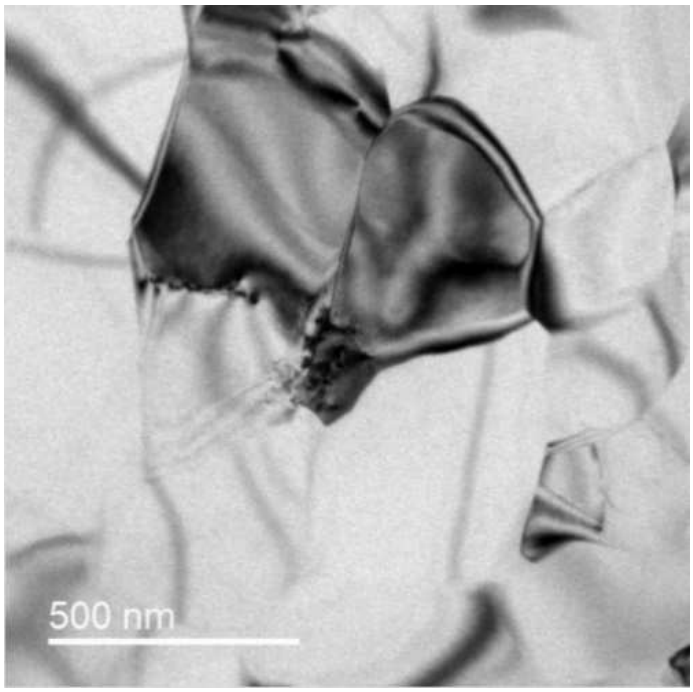


Figura 5.22 – Imagem microestrutural do alumínio processado após 8 passes obtida via MET†

Elaboração própria.

† As análises microestruturais realizadas fazem parte do trabalho de pesquisa de doutorado de Amanda Pereira Carvalho.

Para o processo de ARB, a energia incorporada foi estimada com base em dados experimentais obtidos para a chapa de alumínio processada após 8 passes. Primeiro, a tensão de fluxo média, σ_m, é definida pela integral da tensão de escoamento ao longo do intervalo de deformação, conforme a Equação 1.6. Considerando que o comportamento do material pode ser descrito segundo uma curva de fluxo seguindo a lei de *Hollomon*, tem-se a relação da Equação 1.7.

$$\sigma_m = \left(\frac{1}{\varepsilon_f - \varepsilon_i}\right)\left(\int_{\varepsilon_i}^{\varepsilon_f} (K(\varepsilon)^n) d\varepsilon\right) \quad 1.6$$

$$\sigma_m = \left(\frac{k}{\varepsilon_f - \varepsilon_i}\right)\left[\left(\frac{(\varepsilon_f)^{(n+1)}}{n+1}\right) - \left(\frac{(\varepsilon_i)^{(n+1)}}{n+1}\right)\right] \quad 1.7$$

Para a estimativa do torque na laminação, τ, é necessário calcular a carga de laminação, F, aqui considerada como uma força média atuante na região de contato entre os cilindros e a chapa. Para esse parâmetro, utilizou-se o modelo de colina de fricção, segundo a Equação 1.8. Nessa equação, μ é o coeficiente de atrito, w é a largura da chapa, σ_m é a tensão de fluxo média, e $\bar{h}$ é a média aritmética das espessuras inicial e final no passe de ARB.

$$F = \frac{1}{\left(\frac{\mu L}{\bar{h}}\right)}\left[e^{\left(\frac{\mu L}{\bar{h}}\right)} - 1\right]\left(Lw\left(\frac{2}{\sqrt{3}}(\sigma_m)\right)\right) \quad 1.8$$

Na qual L é o comprimento do arco de contato, calculado segundo a Equação 1.9:

$$L = \sqrt{R(2h_i - h_f)} \quad 1.9$$

A potência, P, requerida na etapa de laminação pode ser obtida por meio do torque, τ, e da velocidade angular dos cilindros, ω. Como o processo de ARB foi conduzido sem aquecimento durante a etapa de laminação, o torque pode ser calculado conforme a Equação 1.10:

$$\tau = F(0{,}45)L \quad 1.10$$

Assim, a potência, P, pode ser expressa pelas Equações 1.11 e 1.12:

$$P = \tau(\omega) \quad 1.11$$

$$P = F(0{,}45)\left(\sqrt{R(2h_i - h_f)}\right)(\omega) \quad 1.12$$

Para determinar a energia incorporada por quilograma de material, E_{Inc}, é necessário considerar a taxa de produção do processo, $\dot{m}$, conforme expresso na Equação 1.13. Ela é obtida em função da densidade do material, ρ, e da velocidade de processamento, v.

$$\dot{m} = (\rho)(w)(h_f)(v) \quad 1.13$$

Dessa forma, a energia incorporada por quilograma de material pode ser determinada pela Equação 1.14:

$$E_{Inc} = \frac{P}{\dot{m}} \quad 1.14$$

Procedendo-se os cálculos com base nas equações apresentadas, obtém-se os resultados apresentados na Tabela 13. Pontua-se que os cálculos contabilizaram a remoção de material nas laterais das chapas, realizada entre alguns passes do processo de ARB. Essa remoção justifica as variações observadas nos valores da carga aplicada nos cilindros de laminação, no torque, na potência e na energia incorporada em cada passe.

Tabela 13 – Resultados estimados da ε_{ef} em cada passe e acumulada, a tensão média, σ_m, a carga no cilindro de laminação, F, o torque, τ, a potência, P e a energia incorporada, E_{Inc}. Al processado via ARB

Elaboração própria.

N° de passes	ε_{ef} em cada passe	ε_{ef} acumulada	σ_m (MPa)	F (MN)	τ (Nm)	P (kW)	E_{Inc} por passe (kJ/kg)
1	0,91	0,91	101	0,15	688	0,7	34
2	0,91	1,82	137	0,18	789	0,8	47
3	0,84	2,66	155	0,19	772	0,8	48
4	0,73	3,39	166	0,18	704	0,7	41
5	0,80	4,19	175	0,18	736	0,8	49
6	0,73	4,92	183	0,16	655	0,7	45
7	0,76	5,69	189	0,15	613	0,6	45
8	0,84	6,52	196	0,17	710	0,7	58
$\sum_1^8$	6,52	-	-	-	-	-	371

A mesma metodologia foi aplicada para estimar a energia incorporada no caso da produção de uma chapa de cobre com as mesmas dimensões utilizadas na estimativa da E_{Inc} para o sistema CARP, conforme apresentado na Tabela 10, ou seja, $1\ x\ 100\ x\ 350\ mm^3$. O comportamento do cobre foi aproximado segundo a lei de *Hollomon*, conforme a expressão $\sigma = 314\varepsilon^{0,198}$. As condições de operação consideradas foram as mesmas aplicadas à chapa de alumínio. Além disso, na estimativa para o cobre, não foi considerada a remoção de material entre passes,

portanto, observa-se nos resultados presentes na Tabela 14, um aumento progressivo nos parâmetros de carga axial nos cilindros de laminação, de torque, de potência e na energia incorporada a cada passe.

Tabela 14 – Resultados estimados da ε_{ef} em cada passe e acumulada, a tensão média, σ_m, a carga no cilindro de laminação, F, o torque, τ, a potência, P e a energia incorporada, E_{Inc}. Cu processado via ARB

Elaboração própria.

N° de passes	ε_{ef} em cada passe	ε_{ef} acumulada em cada passe	σ_m (MPa)	F (MN)	τ (Nm)	P (kW)	E_{Inc} (kJ/kg)
1	0,8	0,8	251	0,41	1853	1,9	21
2	0,8	1,6	325	0,53	2398	2,5	27
3	0,8	2,4	360	0,59	2658	2,8	30
4	0,8	3,2	385	0,63	2843	3,0	32
5	0,8	4,0	405	0,66	2988	3,1	33
6	0,8	4,8	421	0,69	3110	3,2	35
7	0,8	5,6	435	0,71	3215	3,4	36
8	0,8	6,4	448	0,73	3307	3,4	37
$\sum_1^8$	6,4	-	-	-	-	-	250

Nota-se que o processo ARB, ainda que apresente uma velocidade de processamento ~ 2 vezes superior à do modelo CARP, introduz uma E_{Inc} de $\sim 21\ kJ/kg$ no primeiro passe. Este valor é comparável aos $\sim 23\ kJ/kg$ incorporados em um passe do CARP com atrito nulo e inferior aos $\sim 130\ kJ/kg$ e $\sim 350\ kJ/kg$, considerando os coeficientes de atrito de 0,05 e 0,1, respectivamente. Ressalta-se, no entanto, que o ARB introduz mais deformação por passe comparado ao sistema CARP. Embora a deformação alcançada seja relativamente inferior à do HPT, uma extrapolação para um valor de deformação acumulada de 20 sugere uma energia incorporada da ordem de $\sim 1MJ/kg$, valor semelhante ao estimado para o processamento por HPT. E considerando a E_{Inc} para uma deformação plástica unitária, $\varepsilon = 1$, estima-se que o ARB introduz $\sim 40\ kJ/kg$, enquanto o HPT e o CARP requerem $\sim 100\ kJ/kg$ e $\sim 420\ kJ/kg$, respectivamente.

5.4 Extensometria óptica

A Figura 5.23 a) apresenta uma imagem capturada durante o ensaio de tração, utilizando um microscópio óptico de baixo custo. Observa-se um contraste adequado entre o fundo branco e os pontos aplicados aleatoriamente com tinta preta em *spray*. Nesta imagem, também é visível parte do extensômetro fixado ao corpo de prova. Já as Figura 5.23 b) e 5.23 c), por sua vez, exibem imagens obtidas durante o ensaio, sobrepostas pelos mapas de deformação calculados no programa *NCORR*. A Figura 5.23 b) corresponde a uma etapa do ensaio em que ocorre deformação uniforme, evidenciando a homogeneidade na distribuição de deformação. Por outro lado, a Figura 5.23 c) representa um instante posterior à ocorrência de instabilidade plástica, a estricção, no qual se observa uma heterogeneidade na distribuição de deformação.

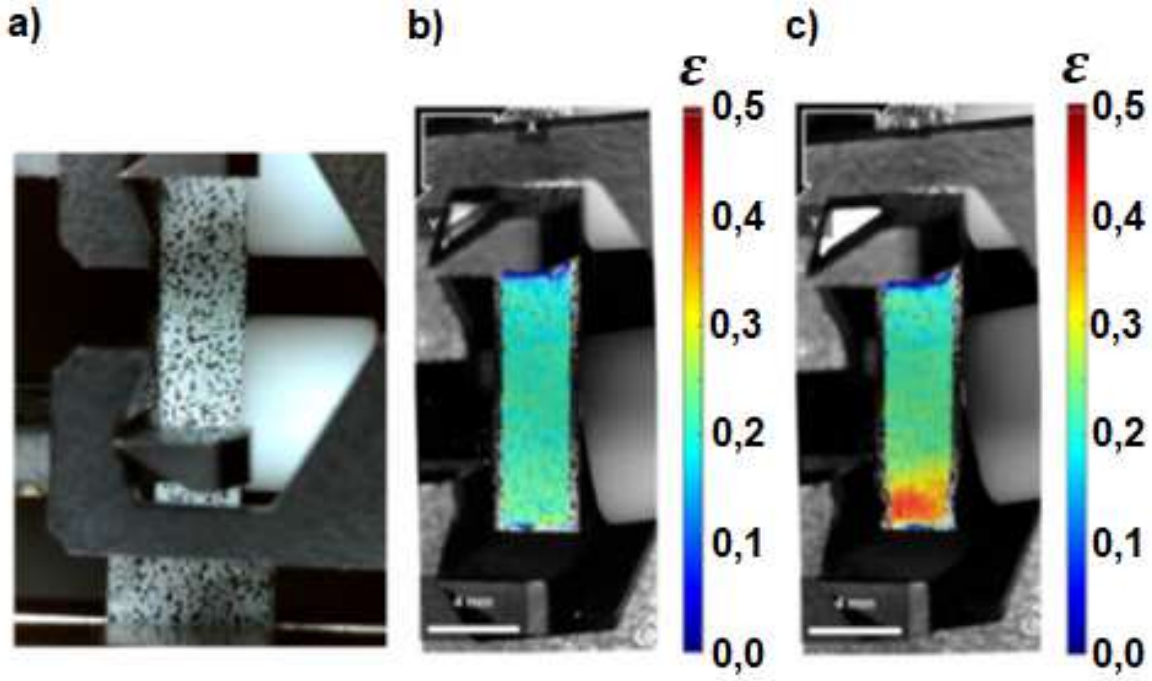


Figura 5.23 – Imagens obtidas pelo microscópio óptico *Dino-lit*e. a) Imagem original, b) e c) Imagens contendo a sobreposição dos campos de deformação

Adaptado de (SANTOS *et al.*, 2024).

Os dados obtidos a partir do deslocamento do cabeçote da máquina, do extensômetro eletrônico e da extensometria óptica foram utilizados para traçar as curvas de tensão por deformação, apresentadas na Figura 5.24. Observa-se que os valores de deformação estimados com base no deslocamento do cabeçote da máquina são superiores àqueles medidos pelos extensômetros eletrônico e óptico. Essa discrepância pode ser atribuída à deformação elástica da máquina e às pequenas deformações ocorridas fora da região útil do corpo de prova. Essa diferença é ainda

mais evidente na porção elástica da curva, especialmente em ensaios com corpos de prova provenientes de amostras *sub-size*. Os dados obtidos a partir do deslocamento do cabeçote da máquina indicaram um módulo de elasticidade $\sim 50\ \%$ inferior ao valor determinado pelos extensômetros no presente estudo. Ensaios anteriores realizados pelo grupo de pesquisa com amostras miniaturizadas mostraram valores até uma ordem de grandeza menores. Esses resultados evidenciam a importância do uso de extensômetros para calcular a deformação real.

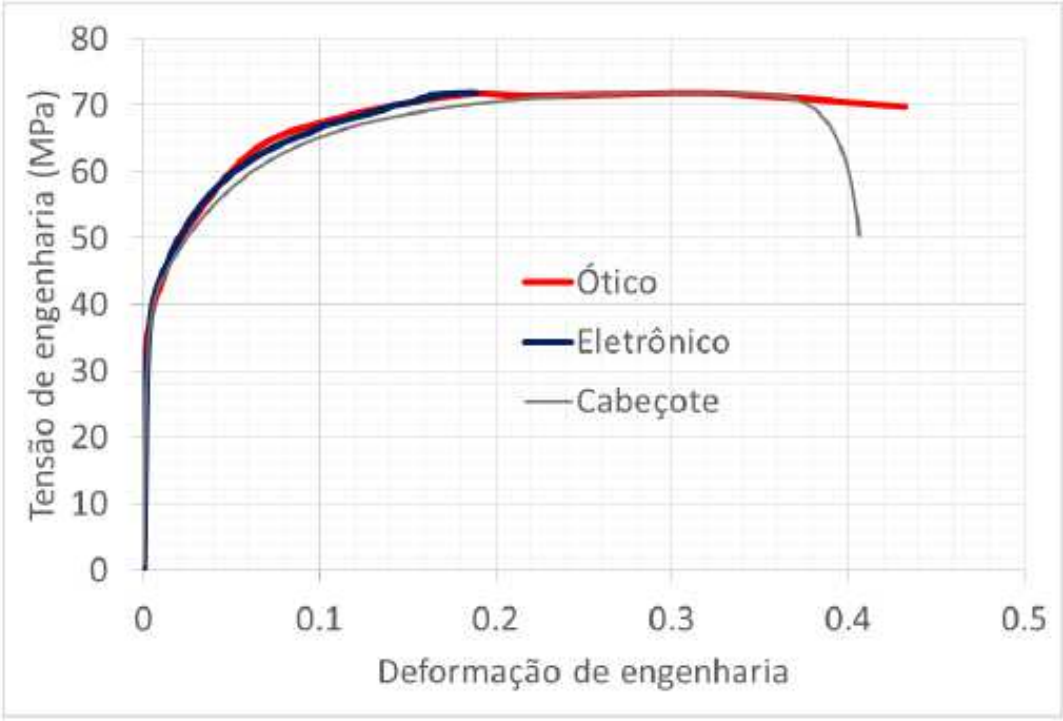


Figura 5.24 – Curvas tensão x deformação de engenharia obtidas a partir dos dados de deslocamento do cabeçote da máquina, de extensometria eletrônica e de extensometria óptica

Adaptado de (SANTOS *et al.*, 2024).

Os valores de deformação medidos por extensometria óptica e pelo extensômetro eletrônico foram semelhantes até o limite de resistência à tração, validando a utilização do sistema óptico para o cálculo da deformação até essa região. Contudo, o extensômetro eletrônico não deve ser utilizado após o limite de resistência, quando se inicia a formação da estricção no corpo de prova. A partir desse estágio, o sistema óptico apresenta vantagem significativa, permitindo a continuidade das medições de deformação. Além disso, é possível utilizar os dados obtidos via extensometria óptica na região da estricção ou pescoço para estimar a área transversal instantânea do corpo de prova, possibilitando traçar a curva de tensão verdadeira por deformação verdadeira até níveis de deformação superiores ao alongamento uniforme. Essa curva está apresentada na Figura 5.25, cujos dados aproximam-se de uma curva de *Hollomon*,

descrita pela equação $\sigma \cong 128(MPa)\ \varepsilon^{0,235}$, sugerindo um coeficiente de encruamento de $0{,}235$.

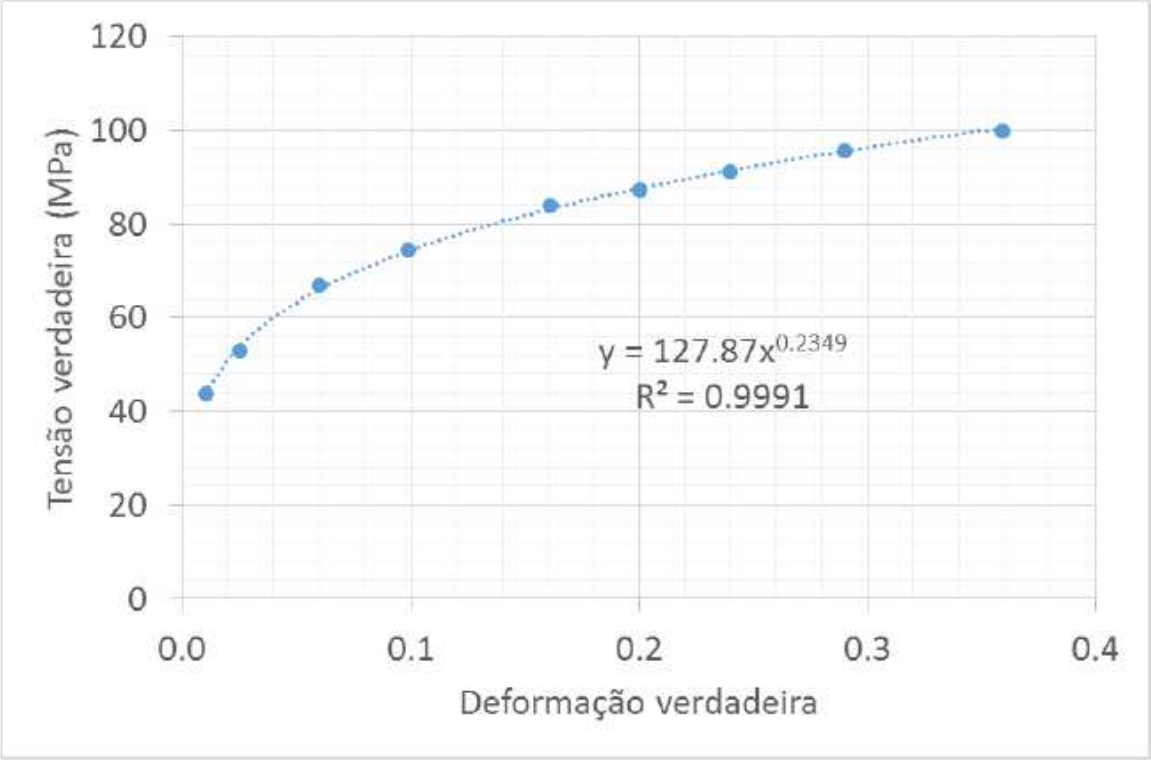


Figura 5.25 – Curva tensão verdadeira x deformação verdadeira para o Al 1200 estimada por extensometria óptica

Adaptado de (SANTOS *et al.*, 2024).

Os resultados obtidos demonstraram a viabilidade de desenvolver um método de extensometria óptica utilizando uma câmera ou microscópio de baixo custo, em conjunto com um programa de código livre para análises via técnica de DIC.

Assim, o método de extensometria óptica foi aplicado ao ensaio de tração de um corpo de prova proveniente de uma amostra de Mg produzida por HPT. Os dados obtidos do deslocamento do cabeçote da máquina e da extensometria óptica foram utilizados para traçar as curvas de tensão por deformação de engenharia, conforme a Figura 5.26. As medições do alongamento final do corpo de prova indicaram uma deformação de engenharia total de $\sim 48{,}5$ %, congruente com o apresentado pela curva obtida com a extensometria óptica. Além disso, observa-se que a curva obtida com os dados do cabeçote da máquina superestima a deformação, como descrito na literatura, além de predizer um módulo de elasticidade inferior ao descrito pela extensometria óptica.

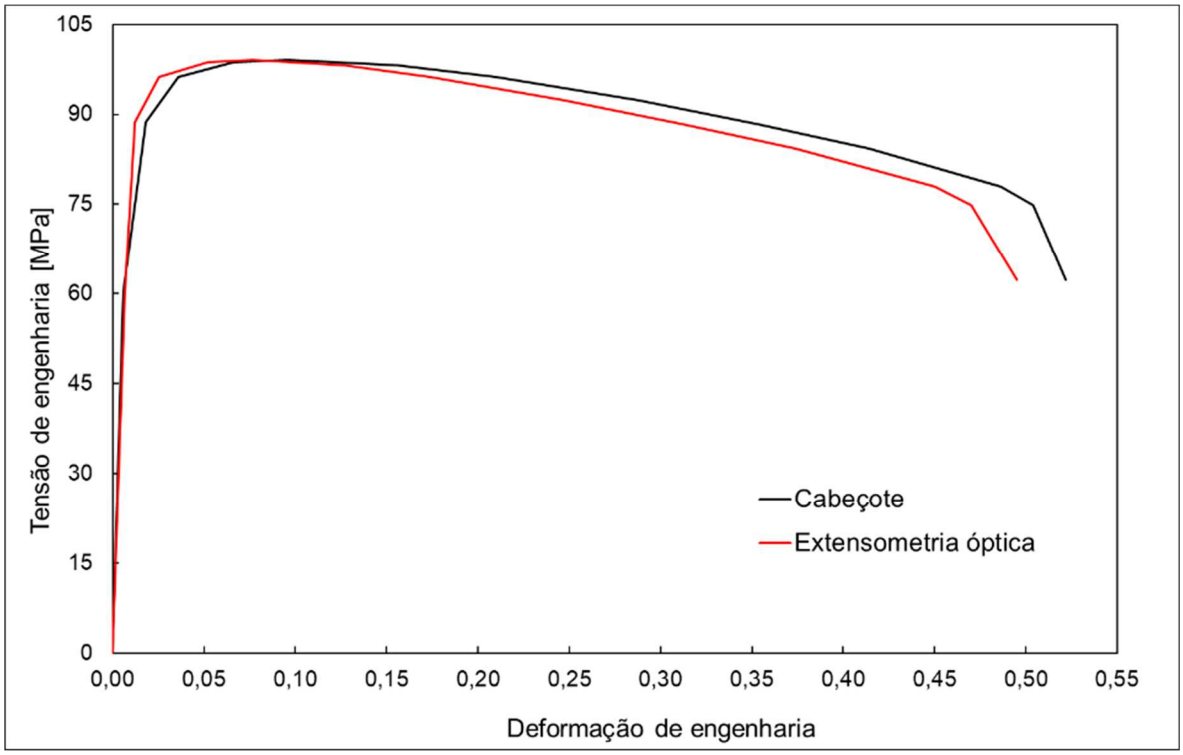


Figura 5.26 – Curvas tensão x deformação de engenharia obtidas por dados de deslocamento do cabeçote da máquina e extensometria óptica

Elaboração própria.

A Figura 5.27 apresenta diferentes instantes do campo de deformação obtidos por meio da análise DIC, sobrepostos ao espécime de Mg produzido por HPT. Destaca-se a capacidade da metodologia empregada, ainda que de baixo custo, em captar tanto a distribuição uniforme de deformação bem como a formação da estricção, mesmo em um corpo de prova de dimensões reduzidas, oriundo de uma amostra processada por DPS.

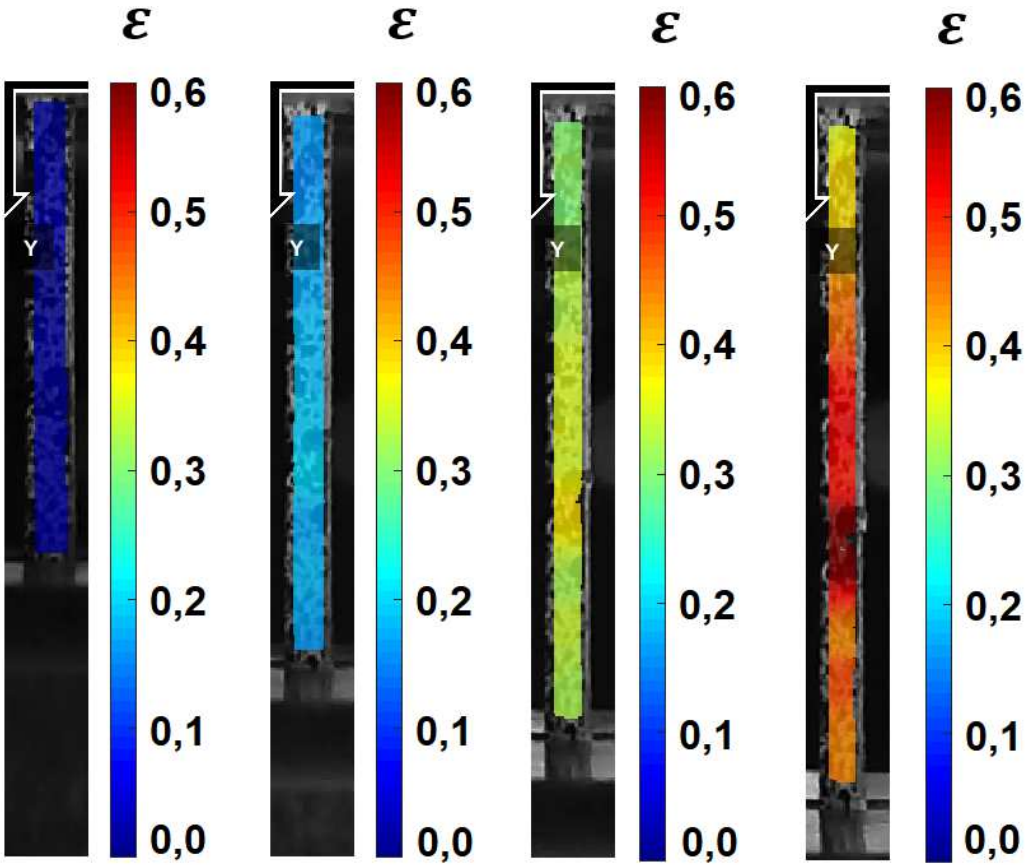


Figura 5.27 – Imagens obtidas pelo microscópio óptico *Dino-lit*e com sobreposição do campo de deformação

Elaboração própria.

Adicionalmente, foram realizados testes fotográficos com corpos de prova utilizando câmeras de maior custo, visando avaliar o potencial de aplicação da extensometria óptica em ensaios futuros com corpos de prova ainda mais reduzidos, provenientes de amostras *sub-size*.

As imagens capturadas por uma câmera microscópio USB e por uma câmera DSLR equipada com lente macro estão apresentadas na Figura 5.28. Para cada imagem, foram realizadas medições da quantidade de pixels por milímetro $(pixels/mm)$, parâmetro importante para avaliar a capacidade da extensometria óptica em corpos de prova miniaturizados. A câmera microscópio USB apresentou resolução de $\sim 107\ pixels/mm$, enquanto a câmera DSLR equipada com lente macro atingiu cerca de $\sim 360\ pixels/mm$. Além da maior resolução, a câmera DSLR produziu uma imagem mais nítida e com melhor contraste entre o fundo branco e os pontos dispersos. Na prática a qualidade superior da imagem influencia a capacidade do programa DIC de indexar com precisão o campo de deformação.

Em termos de custo, o investimento necessário para aquisição de uma câmera DSLR com lente macro é da ordem de alguns milhares de reais, enquanto as câmeras microscópio USB custam

algumas centenas de reais. Este estudo demonstrou que é possível utilizar câmeras de baixo custo para extensometria óptica em corpos de prova de dimensões convencionais. Entretanto, para corpos de prova ainda mais reduzidos, o uso de equipamentos com maior resolução e qualidade óptica pode ser necessário.

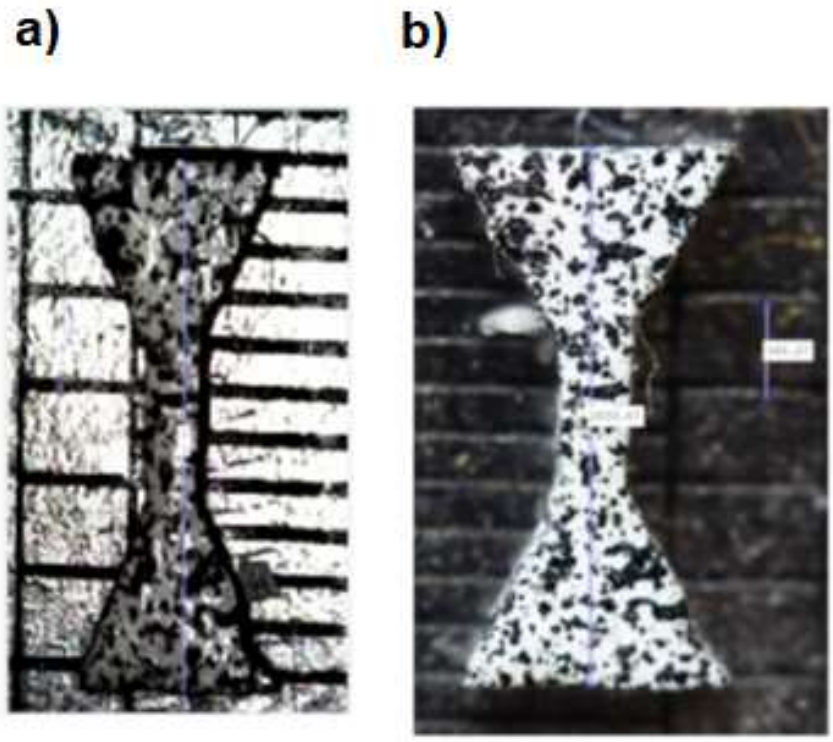


Figura 5.28 – Fotografias do corpo de prova proveniente de amostras *sub-size* capturadas com diferentes tipos de câmeras. a) câmera USB e b) câmera DSLR

Adaptado de (SANTOS *et al.*, 2024)

6 CONSIDERAÇÕES FINAIS

O FEM foi utilizado para descrever o sistema CARP e também para analisar o aumento de escala das dimensões de amostras processadas por HPT. No caso da tecnologia CARP, avaliou-se a viabilidade do processo sob várias condições de velocidade de processamento e coeficientes de atrito para chapas de cobre e de aço inoxidável. A validação experimental foi fornecida pelo processamento de cobre. Com respeito ao HPT, as simulações FEM foram conduzidas para amostras com diferentes razões de aspecto, considerando o cobre com o intuito de comparar com dados presentes na literatura. Os experimentos, por sua vez, foram realizados com magnésio puro, em função desse material usualmente apresentar comportamento frágil e ser propenso à deformações localizadas e ademais, há significativo interesse para aplicações biológicas.

As simulações FEM indicam que o sistema CARP introduz deformações na faixa de $0{,}4 - 0{,}6$ em um único passe. Verifica-se que valores ligeiramente inferiores de deformação são impostas nas superfícies internas das chapas voltadas para a matriz rotor, o que concorda com dados de deformação observados em processos de ECAP. Além disso, a deformação obtida está em boa concordância com as estimativas teóricas e não é significativamente influenciada pela resistência do material, pelo coeficiente de atrito ou pela velocidade de processamento. Ademais, a distribuição de deformação é validada pela distribuição de dureza obtida experimentalmente, que é influenciada pelo encruamento do material.

Observa-se que a resistência do material processado afeta as demandas de torque, a geração de calor e as tensões desenvolvidas nas matrizes. Assim, esses parâmetros devem ser considerados no desenvolvimento futuro da técnica CARP. Por exemplo, o acréscimo do coeficiente de atrito entre a chapa e as matrizes do CARP aumenta significativamente as tensões hidrostáticas desenvolvidas dentro das chapas, as demandas requeridas de torque para o processamento e o consumo de energia. Além disso, o aumento da velocidade de processamento amplia sobremaneira a temperatura do material processado, sendo que o aumento máximo de temperatura, durante o processamento a $\sim 50\ mm/s$, alcança um valor próximo da previsão teórica para aquecimento adiabático em operações de conformação de metais.

Com relação ao HPT, as simulações FEM revelaram que a zona de deformação é constante durante o processo e há um aumento gradual na taxa de deformação com o aumento da distância em relação ao centro da amostra. Além disso, existe uma distribuição heterogênea de

deformação ao longo da espessura das amostras nas regiões próximas às bordas dos discos, de modo que o formato desta zona de deformação é influenciado pela razão de aspecto.

A análise FEM do processamento de uma amostra anelar revelou que a zona de deformação próxima às bordas é semelhante à observada em uma amostra em formato de disco de diâmetro e espessura semelhantes. Entretanto, as distribuições de deformação plástica e de tensão de fluxo são mais homogêneas em toda a seção transversal do anel em comparação com o disco. Ressalta-se que o torque necessário para processar a amostra em formato de anel é semelhante ao requerido para um disco com dimensões similares.

Os resultados obtidos por meio dos estudos experimentais corroboram o comportamento observado nas simulações, evidenciando a heterogeneidade de deformação ao longo da espessura com a diminuição da razão de aspecto. As simulações FEM sugerem que a heterogeneidade de deformação próximo a borda da amostra é governada pelas condições de atrito e pressão entre a amostra e a borda em cunha da depressão presente na matriz. Por outro lado, existe uma tendência geral de aumento da homogeneidade com o aumento do número de voltas.

O aumento do diâmetro das amostras amplia as demandas de carga axial e torque para o processamento via HPT, além de aumentar o aquecimento. Além disso, ampliar a espessura da amostra aumenta a heterogeneidade da deformação, que pode ser ajustada mediante o controle das condições de atrito e da pressão durante o processamento.

O processamento por ARB mostrou-se viável na produção de chapas de alumínio, alcançando até 8 passes. Os ensaios de tração indicaram um ganho de $\sim 2{,}3$ vezes no limite de resistência à tração do alumínio. Além disso, devido à natureza contínua do ARB, tornou-se viável a produção de uma chapa com volume total superior a maior amostra de magnésio em formato de disco produzida por HPT, bem como da chapa de cobre processada por CARP.

As estimativas de energia incorporada pelo processamento por CARP indicaram valores na faixa de $1 - 2\ MJ/kg$ para o cobre e $\sim 5\ MJ/kg$ para o aço inoxidável, ao considerar múltiplos passes. Com relação ao HPT, a energia incorporada para o cobre está na faixa de $1 - 2\ MJ/kg$ para atingir uma deformação plástica de ~ 20 a $0{,}7\ R$ da amostra em formato de disco. Este valor pode aumentar para $\sim 3\ MJ/kg$ nas amostras em forma de anel. Por fim, com relação a energia incorporada, o processo ARB apresentou uma estimativa compatível e competitiva com os processos anteriores. Considerando a energia incorporada por deformação unitária em cada processo, o ARB apresentou um valor estimado de $\sim 40\ kJ/kg$, inferior aos $\sim 100\ kJ/kg$ e

$\sim 420\ kJ/kg$ para os processos de HPT e CARP, respectivamente. Dessa forma, a energia consumida pelos processos de DPS mostraram-se razoáveis quando considera à energia incorporada nos metais processados.

Com relação a extensometria óptica, o método utilizando uma câmera de baixo custo associado a um programa de código livre para DIC permitiu a determinação do campo de deformação na região útil de corpos de prova de alumínio, incluindo a fase de deformação localizada após a formação da estricção. Além disso, os dados de deformação obtidos até o limite de resistência foram validados por meio de extensometria eletrônica. Essa técnica permitiu determinar a curva tensão verdadeira por deformação verdadeira. Assim, a mesma metodologia foi aplicada para a obtenção da curva tensão x deformação de engenharia de uma amostra *sub-size* de magnésio processada por HPT, com resultados compatíveis com a deformação total observada na amostra.

Ensaios em corpos de prova miniaturizados representam uma demanda recorrente em laboratórios de pesquisa. Nestes casos, em que é impossível a utilização de extensômetros eletrônicos convencionais a extensometria óptica de baixo custo oferece uma alternativa viável na obtenção dos resultados de deformação.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AHMAD, N.; ENEMUOH, E. U. Energy modeling and eco impact evaluation in direct metal laser sintering hybrid milling. Heliyon, v. 6, n. 1, 2020. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2020.e03168

AL-FADHALAH, K. J.; ALYAZIDI, M. K.; RAFIQ, M. Effect of microstructure refinement on hardness homogeneity of aluminum alloy 1100 processed by accumulative roll bonding. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 28, p. 4693–4706, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11665-019-04228-3

ALATEYAH, A.; AHMED, M. M.; ZEDAN, Y.; EL-HAFEZ, H. A.; ALAWAD, M. O.; EL-GARAIHY, W. H. Experimental and numerical investigation of the ECAP processed copper: Microstructural evolution, crystallographic texture and hardness homogeneity. Metals, v. 11, n. 4, p. 607, 2021. Disponível em: https://doi.org/10.3390/met11040607

ALAWADHI, M. Y.; SABBAGHIANRAD, S.; HUANG, Y.; LANGDON, T. G. Evaluating the paradox of strength and ductility in ultrafine-grained oxygen-free copper processed by ECAP at room temperature. Materials Science and Engineering: A, v. 802, p. 140546, 2021. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140546

ALLWOOD, J. M.; ASHBY, M. F.; GUTOWSKI, T. G.; WORRELL, E. Material efficiency: A white paper. Resources, Conservation and Recycling, v. 55, n. 3, p. 362–381, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2010.11.002

AN, X. H.; WU, S. D.; ZHANG, Z. F.; FIGUEIREDO, R. B.; GAO, N.; LANGDON, T. G. Evolution of microstructural homogeneity in copper processed by high-pressure torsion. Scripta Materialia, v. 63, n. 5, p. 560–563, 2010. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.05.030

ATEFI, S.; PARSA, M.; AHMADKHANIHA, D.; ZANELLA, C.; JAFARIAN, H. A study on microstructure development and mechanical properties of pure copper subjected to severe plastic deformation by the ECAP-Conform process. Journal of Materials Research and Technology, v. 21, p. 1614–1629, 2022. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.103

AZIMI, A.; TUTUNCHILAR, S.; FARAJI, G.; GIVI, M. B. Mechanical properties and microstructural evolution during multi-pass ECAR of Al 1100–O alloy. Materials & Design, v. 42, p. 388–394, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.035

BI, J.; SUN, K.; LIU, R.; FAN, R.; WANG, S. Effect of ECAP pass number on mechanical properties of 2A12 Al alloy. Journal of Wuhan University of Technology – Materials Science Edition, v. 23, n. 1, p. 71–73, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11595-006-1071-4

BÖHNER, A.; MAIER, V.; DURST, K.; HÖPPEL, H. W.; GÖKEN, M. Macro-and nanomechanical properties and strain rate sensitivity of accumulative roll bonded and equal channel angular pressed ultrafine-grained materials. Advanced Engineering Materials, v. 13, n. 4, p. 251-255, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.201000270

BOWEN, J. R.; GHOLINIA, A.; ROBERTS, S.; PRANGNELL, P. Analysis of the billet deformation behaviour in equal channel angular extrusion. Materials Science and Engineering: A, v. 287, n. 1, p. 87-99, 2000. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00834-0

CETLIN, P. R.; AGUILAR, M. T. P.; FIGUEIREDO, R. B.; LANGDON, T. G. Avoiding cracks and inhomogeneities in billets processed by ECAP. Journal of Materials Science, v. 45, n. 17, p. 4561-4570, 2010. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-010-4384-9

CHARI, R. N.; KAMI, A.; DARIANI, B. M. Modeling and optimization of equivalent plastic strain in equal-channel angular rolling using response surface methodology. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, v. 229, n. 11, p. 1963-1975, 2015. Disponível em: https://doi.org/10.1177/0954405414542855

CHAUDHURY, P. K.; CHERUKURI, B.; SRINIVASAN, R. Scaling up of equal-channel angular pressing and its effect on mechanical properties, microstructure, and hot workability of AA 6061. Materials Science and Engineering: *A*, v. 410, p. 316-318, 2005. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.023

CHEN, B.; LIN, D. L.; ZENG, X. Q.; LU, C. Single roll drive equal channel angular process – a potential severe plastic deformation (SPD) process for industrial application. Materials Science Forum, p. 557-560, 2006. Disponível em: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.557

CHEN, Z.; CHENG, Y.; XIA, W.; ZHOU, T. Press formability of AZ31 magnesium alloy sheets produced by equal channel angular rolling. Materials Technology, v. 21, n. 3, p. 148-150, 2006. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1179/mte.2006.21.3.148

CHENG, Y. Q.; CHEN, Z. H.; XIA, W. J.; ZHOU, T. Effect of channel clearance on crystal orientation development in AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling. Journal of Materials Processing Technology, v. 184, n. 1-3, p. 97-101, 2007. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.11.010

CHINH, N. Q.; SZOMMER, P. Mathematical description of indentation creep and its application for the determination of strain rate sensitivity. Materials Science and Engineering: *A*, v. 611, p. 333-336, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.011

CHUNG, Y. H.; PARK, J. W.; LEE, K. H. An analysis of accumulated deformation in the equal channel angular rolling (ECAR) process. Metals and Materials International, v. 12, p. 289-292, 2006. Disponível em: https://doi.org/10.1007/BF03027545

ČÍŽEK, J.; JANEČEK, M.; SRBA, O.; KUŽEL, R.; BARNOVSKÁ, Z.; PROCHÁZKA, I.; DOBATKIN, S. Evolution of defects in copper deformed by high-pressure torsion. Acta Materialia, v. 59, n. 6, p. 2322-2329, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.12.028

CRUZ, D. J.; SHAMCHI, S. P.; SANTOS, A. D.; AMARAL, R. L.; TAVARES, P. J.; MOREIRA, P. Development of a mini-tensile approach for sheet metal testing using Digital Image Correlation. Procedia Structural Integrity, v. 25, p. 316-323, 2020. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.prostr.2020.04.036

DALLA TORRE, F.; LAPOVOK, R.; SANDLIN, J.; THOMSON, P. F.; DAVIES, C. H. J.; PERELOMA, E. V. Microstructures and properties of copper processed by equal channel angular extrusion for 1–16 passes. Acta Materialia, v. 52, n. 16, p. 4819-4832, 2004. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.040

DE SOUZA, S. A. Ensaios mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos. São Paulo: Blucher, 1982.

DEHSORKHI, R. N.; QODS, F.; TAJALLY, M. Investigation on microstructure and mechanical properties of Al–Zn composite during accumulative roll bonding (ARB) process. Materials Science and Engineering: A, v. 530, p. 63-72, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.040

DERAKHSHAN, J. F.; PARSA, M. H.; JAFARIAN, H. R. Microstructure and mechanical properties variations of pure aluminum subjected to one pass of ECAP-Conform process. Materials Science and Engineering: A, v. 747, p. 120-129, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.058

DIETER, G. E. Metalurgia mecânica. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

EDALATI, K.; FUJIOKA, T.; HORITA, Z. Microstructure and mechanical properties of pure Cu processed by high-pressure torsion. Materials Science and Engineering: A, v. 497, n. 1–2, p. 168-173, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.06.039

EDALATI, K.; FUJIOKA, T.; HORITA, Z. Evolution of mechanical properties and microstructures with equivalent strain in pure Fe processed by high-pressure torsion. Materials Transactions, v. 50, n. 1, p. 44-50, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.2320/matertrans.MD200812

EDALATI, K.; HASHIGUCHI, Y.; PEREIRA, P. H. R.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Effect of temperature rise on microstructural evolution during high-pressure torsion. Materials Science and Engineering: A, v. 714, p. 167-171, 2018. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.095

EDALATI, K.; HORITA, Z. Scaling-up of high-pressure torsion using ring shape. Materials Transactions, v. 50, n. 1, p. 92-95, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.2320/matertrans.MD200822

EDALATI, K.; HORITA, Z. Continuous high-pressure torsion. Journal of Materials Science, v. 45, p. 4578-4582, 2010. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-010-4381-z

EDALATI, K.; HORITA, Z.; FURUTA, T.; KURAMOTO, S. Dynamic recrystallization and recovery during high-pressure torsion: experimental evidence by torque measurement using ring specimens. Materials Science and Engineering: A, v. 559, p. 506-509, 2013. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.132

EDALATI, K.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. The significance of slippage in processing by high-pressure torsion. Scripta Materialia, v. 60, n. 1, p. 9-12, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.08.042

EDALATI, K.; LEE, S.; HORITA, Z. Continuous high-pressure torsion using wires. Journal of Materials Science, v. 47, p. 473-478, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-011-5822-z

EDALATI, K.; MATSUBARA, E.; HORITA, Z. Processing pure Ti by high-pressure torsion in wide ranges of pressures and strain. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 40, p. 2079-2086, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11661-009-9890-5

EDALATI, K.; MIRESMAEILI, R.; HORITA, Z.; KANAYAMA, H.; PIPPAN, R. Significance of temperature increase in processing by high-pressure torsion. Materials Science and Engineering: A, v. 528, n. 24, p. 7301-7305, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.06.031

EDALATI, K.; YAMAMOTO, A.; HORITA, Z.; ISHIHARA, T. High-pressure torsion of pure magnesium: evolution of mechanical properties, microstructures and hydrogen storage capacity with equivalent strain. Scripta Materialia, v. 64, n. 9, p. 880-883, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.01.023

ERBEL, S. Mechanical properties and structure of extremely strain-hardened copper. Metals Technology, v. 6, n. 1, p. 482-486, 1979. Disponível em: https://doi.org/10.1179/030716979803276363

ESKANDARZADE, M.; MASOUMI, A.; FARAJI, G.; MOHAMMADPOUR, M.; YAN, X. S. A new designed incremental high-pressure torsion process for producing long nanostructured rod samples. Journal of Alloys and Compounds, v. 695, p. 1539-1546, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.10.296

ETHERINGTON, C. CONFORM—a new concept for the continuous extrusion forming of metals. ASME Journal of Engineering for Industry, 1974. Disponível em: https://doi.org/10.1115/1.3438458

FARAJI, G.; KIM, H. S.; KASHI, H. T. Severe plastic deformation: methods, processing and properties. Elsevier, 2018. Disponível em: https://doi.org/10.1016/C2016-0-05256-7

FIGUEIREDO, R. B.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R. Finite element modelling of plastic instability during ECAP processing of flow-softening materials. Materials Science and Engineering: A, v. 430, n. 1–2, p. 179-184, 2006. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.05.116

FIGUEIREDO, R. B.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R.; LANGDON, T. G. Analysis of plastic flow during high-pressure torsion. Journal of Materials Science, v. 47, p. 7807-7814, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-012-6506-z

FIGUEIREDO, R. B.; CETLIN, P. R.; LANGDON, T. G. Using finite element modeling to examine the flow processes in quasi-constrained high-pressure torsion. Materials Science and Engineering: A, v. 528, n. 28, p. 8198-8204, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.07.040

FIGUEIREDO, R. B.; DE FARIA, G. C.; CETLIN, P. R.; LANGDON, T. G. Three-dimensional analysis of plastic flow during high-pressure torsion. Journal of Materials Science, v. 48, p. 4524-4532, 2013. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-012-6979-9

FIGUEIREDO, R. B.; LANGDON, T. G. Principles of grain refinement and superplastic flow in magnesium alloys processed by ECAP. Materials Science and Engineering: A, v. 501, n. 1-2, p. 105-114, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.09.058

FIGUEIREDO, R. B.; LANGDON, T. G. Grain refinement and mechanical behavior of a magnesium alloy processed by ECAP. Journal of Materials Science, v. 45, n. 17, p. 4827-4836, 2010. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-010-4589-y

FIGUEIREDO, R. B.; PEREIRA, P. H. R.; AGUILAR, M. T. P.; CETLIN, P. R.; LANGDON, T. G. Using finite element modeling to examine the temperature distribution in quasi-constrained high-pressure torsion. Acta Materialia, v. 60, n. 6-7, p. 3190-3198, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.02.027

FIGUEIREDO, R. B.; PEREIRA, P. H. R.; LANGDON, T. G. Effect of numbers of turns of high-pressure torsion on the development of exceptional ductility in pure magnesium. Advanced Engineering Materials, v. 22, n. 1, p. 1900565, 2020. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.201900565

FIGUEIREDO, R. B.; SABBAGHIANRAD, S.; GIWA, A.; GREER, J. R.; LANGDON, T. G. Evidence for exceptional low temperature ductility in polycrystalline magnesium processed by severe plastic deformation. Acta Materialia, v. 122, p. 322-331, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.054

FRINT, S.; HOCKAUF, M.; FRINT, P.; WAGNER, M. F. X. Scaling up Segal's principle of equal-channel angular pressing. Materials & Design, v. 97, p. 502-511, 2016. Disponível em: http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.02.067

FURUKAWA, M.; IWAHASHI, Y.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T. G. The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing. Materials Science and Engineering: A, v. 257, n. 2, p. 328-332, 1998. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00750-3

GHOLAMI, J.; SEDIGHI, M.; POURBASHIRI, M. Effect of die channel angle and friction coefficient in ECAP-Conform process for Al-6061 alloy. Iran International Aluminum Conference, 2014.

GÖKDUMAN, A.; YILMAZER, H.; BAKKALOĞLU, A. Investigation of copper and copper alloys after equal channel angular pressing-Conform. In: Nineteenth International Metallurgy and Materials Congress (IMMC). p. 4, 2018.

GROOVER, M. P. Introdução aos processos de fabricação. Rio de Janeiro: Grupo Gen-LTC, 2014.

GU, R. C.; JIANG, Y.; LIU, Y. W.; LIU, Y.; LIU, F.; WANG, J. T. Exploring the size effect in scaling up ECAP using the theory of similarity. Journal of Materials Processing Technology, v. 298, p. 117290, 2021. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117290

GU, Y.; JIANG, J.; MA, A.; LU, L.; WU, H. Corrosion behavior of pure titanium processed by rotary-die ECAP. Journal of Materials Research and Technology, v. 15, p. 1873–1880, 2021. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.047

GUNDEROV, D.; ASFANDIYAROV, R.; TITOV, V.; GUNDEROVA, S.; ASTANIN, V. Some slippage issues in high-pressure torsion using Cu and Ti samples as an example. Materials, v. 16, n. 1, p. 162, 2022. Disponível em: https://doi.org/10.3390/ma16010162

HABIBI, A.; KETABCHI, M. Enhanced properties of nano-grained pure copper by equal channel angular rolling and post-annealing. Materials & Design, v. 34, p. 483–487, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.029

HABIBI, A.; KETABCHI, M.; ESKANDARZADEH, M. Nano-grained pure copper with high-strength and high-conductivity produced by equal channel angular rolling process. Journal of Materials Processing Technology, v. 211, p. 1085–1090, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.01.009

HAN, J. K.; LISS, K. D.; LANGDON, T. G.; JANG, J. I.; KAWASAKI, M. Mechanical properties and structural stability of a bulk nanostructured metastable aluminum-magnesium

system. Materials Science and Engineering: A, v. 796, p. 140050, 2020. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140050

HARAI, Y.; EDALATI, K.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Using ring samples to evaluate the processing characteristics in high-pressure torsion. Acta Materialia, v. 57, n. 4, p. 1147–1153, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.10.046

HARAI, Y.; ITO, Y.; HORITA, Z. High-pressure torsion using ring specimens. Scripta Materialia, v. 58, n. 6, p. 469–472, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10.037

HARILAL, R. Adaptation of open source 2D DIC software Ncorr for solid mechanics applications. 2014. Disponível em: https://doi.org/10.13140/2.1.4994.1442

HEBESBERGER, T.; STÜWE, H. P.; VORHAUER, A.; WETSCHER, F.; PIPPAN, R. Structure of Cu deformed by high pressure torsion. Acta Materialia, v. 53, n. 2, p. 393–402, 2005. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.09.043

HELMAN, H.; CETLIN, P. R. Fundamentos da conformação mecânica dos metais. 2. ed. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia, Fundação Christiano Ottoni, 2005.

HERNÁNDEZ-ESCOBAR, D.; KAWASAKI, M.; BOEHLERT, C. J. Metal hybrids processed by high-pressure torsion: Synthesis, microstructure, mechanical properties and developing trends. International Materials Reviews, v. 67, n. 3, p. 231–265, 2022. Disponível em: https://doi.org/10.1080/09506608.2021.1922807

HERNÁNDEZ-ESCOBAR, D.; RAHMAN, Z. U.; YILMAZER, H.; KAWASAKI, M.; BOEHLERT, C. J. Microstructural evolution and intermetallic formation in Zn-Mg hybrids processed by High-Pressure Torsion. Philosophical Magazine, v. 99, n. 5, p. 557–584, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1080/14786435.2018.1546962

HOHENWARTER, A. Incremental high pressure torsion as a novel severe plastic deformation process: processing features and application to copper. Materials Science and Engineering: A, v. 626, p. 80–85, 2015. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.041

HOHENWARTER, A.; BACHMAIER, A.; GLUDOVATZ, B.; SCHERIAU, S.; PIPPAN, R. Technical parameters affecting grain refinement by high pressure torsion. International Journal

of Materials Research, v. 100, n. 12, p. 1653–1661, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.3139/146.110224

HOHENWARTER, A.; PIPPAN, R. Sample size and strain-rate-sensitivity effects on the homogeneity of high-pressure torsion deformed disks. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 50, n. 2, p. 601–608, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11661-018-4989-1

HORITA, Z.; FUJINAMI, T.; LANGDON, T. G. The potential for scaling ECAP: effect of sample size on grain refinement and mechanical properties. Materials Science and Engineering: A, v. 318, n. 1–2, p. 34–41, 2001. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01339-9

HORITA, Z.; FUJINAMI, T.; NEMOTO, M.; LANGDON, T. G. Equal-channel angular pressing of commercial aluminum alloys: grain refinement, thermal stability and tensile properties. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31, n. 3, p. 691–701, 2000. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11661-000-0011-8

HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Achieving exceptional superplasticity in a bulk aluminum alloy processed by high-pressure torsion. Scripta Materialia, v. 58, n. 11, p. 1029–1032, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.01.043

HORKY, J.; BRYŁA, K.; KRYSTIAN, M.; MOZDZEN, G.; MINGLER, B.; SAJTI, L. Improving mechanical properties of lean Mg–Zn–Ca alloy for absorbable implants via Double Equal Channel Angular Pressing (D-ECAP). Materials Science and Engineering: A, v. 826, p. 142002, 2021. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142002

HUANG, Y.; PRANGNELL, P. B. Continuous frictional angular extrusion and its application in the production of ultrafine-grained sheet metals. Scripta Materialia, v. 56, n. 5, p. 333–336, 2007. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.11.011

INOUE, T.; TSUJI, N. Quantification of strain in accumulative roll-bonding under unlubricated condition by finite element analysis. Computational Materials Science, v. 46, n. 1, p. 261–266, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2009.03.005

INOUE, T.; YANAGIDA, A.; YANAGIMOTO, J. Finite element simulation of accumulative roll-bonding process. Materials Letters, v. 106, p. 37–40, 2013. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.matlet.2013.04.093

INSTRON, C. INSTRON – Accessories for materials testing. 8. ed. s.l.: s.n., 2023. p. 407.

IVANISENKO, Y. Perspectives of scaling up of severe plastic deformation: a case of high pressure torsion extrusion. Materials Transactions, v. 64, n. 7, p. 1489–1496, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.2320/matertrans.MT-MF2022057

IVANISENKO, Y.; KULAGIN, R.; FEDOROV, V.; MAZILKIN, A.; SCHERER, T.; BARETZKY, B.; HAHN, H. High pressure torsion extrusion as a new severe plastic deformation process. Materials Science and Engineering: A, v. 664, p. 247–256, 2016. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.008

IWAHASHI, Y.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; WANG, J.; LANGDON, T. G. Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials. Scripta Materialia, v. 35, n. 2, 1996. Disponível em: https://doi.org/10.1016/1359-6462(96)00107-8

IWAOKA, H.; FUJIOKA, T.; HARAI, Y.; HORITA, Z. Development of intense plastic strain and ultrafine grains in thicker samples processed by high-pressure torsion and high-pressure sliding. Nippon Kinzoku Gakkaishi / Journal of the Japan Institute of Metals, v. 75, n. 7, p. 412–418, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.2320/jinstmet.75.412

JAMAATI, R.; TOROGHINEJAD, M. R. The role of surface preparation parameters on cold roll bonding of aluminum strips. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 20, n. 2, p. 191–197, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11665-010-9664-7

JIN, Y. G.; BAEK, H. M.; HWANG, S. K.; IM, Y. T.; JEON, B. C. Continuous high strength aluminum bolt manufacturing by the spring-loaded ECAP system. Journal of Materials Processing Technology, v. 212, n. 4, p. 848–855, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2011.11.010

JONAS, J. J.; GHOSH, C.; TOTH, L. S. The equivalent strain in high pressure torsion. Materials Science and Engineering: A, v. 607, p. 530–535, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.04.046

JONAS, J. J.; MONTHEILLET, F.; TOTH, L. S.; GHOSH, C. Effects of varying twist and twist rate sensitivities on the interpretation of torsion testing data. Materials Science and Engineering: A, v. 591, p. 9–17, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.10.069

JONES, E. M. C. et al. A good practices guide for digital image correlation. International Digital Image Correlation Society, v. 1, p. 1–94, 2018. Disponível em: https://doi.org/10.32720/idics/gpg.ed1/print.format

KADIYAN, S.; DEHIYA, B. S. Effects of severe plastic deformation by ECAP on the microstructure and mechanical properties of a commercial copper alloy. Materials Research Express, v. 6, n. 11, p. 116570, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab4a44

KAMRANI, M.; LEVITAS, V. I.; FENG, B. FEM simulation of large deformation of copper in the quasi-constrain high-pressure-torsion setup. Materials Science and Engineering: A, v. 705, p. 219-230, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.078

KANG, D. H.; KIM, T. W. Mechanical behavior and microstructural evolution of commercially pure titanium in enhanced multi-pass equal channel angular pressing and cold extrusion. Materials & Design, v. 31, p. S54-S60, 2010. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.01.004

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. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.09.034

KAWASAKI, M.; HAN, J. K.; LEE, D. H.; JANG, J. I.; LANGDON, T. G. Fabrication of nanocomposites through diffusion bonding under high-pressure torsion. Journal of Materials Research, v. 33, n. 18, p. 2700-2710, 2018. Disponível em: https://doi.org/10.1557/jmr.2018.205

KAWASAKI, M.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Microstructural evolution in high purity aluminum processed by ECAP. Materials Science and Engineering: A, v. 524, n. 1-2, p. 143-150, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.06.032

KIM, H. S.; HONG, S. I.; LEE, Y. S.; DUBRAVINA, A. A.; ALEXANDROV, I. V. Deformation behavior of copper during a high pressure torsion process. Journal of Materials Processing Technology, v. 142, n. 2, p. 334-337, 2003. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00590-9

KIM, H. S.; SEO, M. H.; HONG, S. I. On the die corner gap formation in equal channel angular pressing. Materials Science and Engineering: A, v. 291, n. 1-2, p. 86-90, 2000. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00970-9

KIM, Y. H.; CHO, J. R.; KIM, K. S.; JEONG, H. S.; YOON, S. S. A study of the application of upper bound method to the CONFORM process. Journal of Materials Processing Technology, v. 97, n. 1-3, p. 153-157, 2000. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00366-0

KOCICH, R.; GREGER, M.; MACHÁČKOVÁ, A. Finite element investigation of influence of selected factors on ECAP process. Proceedings of the Metal, 2010.

KOCICHA, R.; KURSA, M.; MACHÁČKOVÁ, A. FEA of plastic flow in AZ63 alloy during ECAP process. Acta Physica Polonica A, v. 122, n. 3, p. 581-587, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.12693/aphyspola.122.581

KRAL, P.; STANĚK, J.; KUNČICKÁ, L.; SEITL, F.; PETRICH, L.; SCHMIDT, V.; BENEŠ, V.; SKLENIČKA, V. Microstructure changes in HPT-processed copper occurring at room temperature. Materials Characterization, v. 151, p. 602-611, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.03.046

KUBINA, T.; KÖVÉR, M.; DLOUHÝ, J.; NACHÁZEL, J. Link between technological parameters and material properties of EN 6082 Processed by ECAP-CONFORM and precipitation hardening. International Journal of Materials and Mechanical Engineering, v. 4, p. 36-43, 2015. Disponível em: 10.14355/ijmme.2015.04.006

KULAGIN, R.; BEYGELZIMER, Y.; IVANISENKO, Y.; MAZILKIN, A.; HAHN, H. Modelling of high pressure torsion using FEM. Procedia Engineering, v. 207, p. 1445-1450, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.911

KVAČKAJ, T.; KOVÁČOVÁ, A.; KVAČKAJ, M.; KOČIŠKO, R.; LITYŃSKA-DOBRZYŃSKA, L.; STOYKA, V.; MIHÁLIKOVÁ, M. TEM studies of structure in OFHC copper processed by equal channel angular rolling. Micron, v. 43, n. 6, p. 720-724, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.micron.2012.01.003

LEE, D. J.; KIM, H. S. Finite element analysis for the geometry effect on strain inhomogeneity during high-pressure torsion. Journal of Materials Science, v. 49, n. 19, p. 6620-6628, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-014-8283-3

LEE, D. J.; YOON, E. Y.; PARK, L. J.; KIM, H. S. The dead metal zone in high-pressure torsion. Scripta Materialia, v. 67, n. 4, p. 384-387, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.05.024

LEE, H. H.; HWANG, K. J.; PARK, H. K.; KIM, H. S. Effect of processing route on microstructure and mechanical properties in single-roll angular-rolling. Materials, v. 13, n. 11, p. 2471, 2020. Disponível em: https://doi.org/10.3390/ma13112471

LEE, H. H.; PARK, H. K.; JUNG, J.; HWANG, K. J.; KIM, H. S. Microstructural tailoring in reverse gradient-structured copper sheet using single-roll angular-rolling and subsequent annealing. Materials Science and Engineering: A, v. 764, p. 138258, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138258

LEE, H. H.; YOON, J. I.; KIM, H. S. Single-roll angular-rolling: A new continuous severe plastic deformation process for metal sheets. Scripta Materialia, v. 146, p. 204-207, 2018. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.11.043

LEE, J. C.; SEOK, H. K.; SUH, J. Y. Microstructural evolutions of the Al strip prepared by cold rolling and continuous equal channel angular pressing. Acta Materialia, v. 50, n. 16, p. 4005-4019, 2002. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00200-8

LEO, P.; CERRI, E.; DE MARCO, P. P.; ROVEN, H. J. Properties and deformation behaviour of severe plastic deformed aluminium alloys. Journal of Materials Processing Technology, v. 182, n. 1-3, p. 207-214, 2007. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.07.038

LEVANOV, A. N. Improvement of metal forming processes by means of useful effects of plastic friction. Journal of Materials Processing Technology, v. 72, n. 2, p. 314-316, 1997. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00191-X

LI, S.; BOURKE, M. A.; BEYERLEIN, I. J.; ALEXANDER, D. J.; CLAUSEN, B. Finite element analysis of the plastic deformation zone and working load in equal channel angular extrusion. Materials Science and Engineering: A, v. 382, n. 1-2, p. 217-236, 2004. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.04.067

LI, X.; DIPPENAAR, R. J.; HAN, J. K.; KAWASAKI, M.; LISS, K. D. Phase transformation and structure evolution of a Ti-45Al-7.5 Nb alloy processed by high-pressure torsion. Journal of Alloys and Compounds, v. 787, p. 1149-1157, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.174

LUGO, N.; LLORCA, N.; CABRERA, J. M.; HORITA, Z. Microstructures and mechanical properties of pure copper deformed severely by equal-channel angular pressing and high pressure torsion. Materials Science and Engineering: A, v. 477, n. 1-2, p. 366-371, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.083

MASUDA, T.; HORITA, Z. Grain refinement of AZ31 and AZ61 Mg alloys through room temperature processing by UP-scaled high-pressure torsion. Materials Transactions, v. 60, n. 7, p. 1104-1110, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.2320/matertrans.M2018308

MEYERS, M.; XU, Y. B.; XUE, Q.; PEREZ-PRADO, M. T.; MCNELLEY, T. R. Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel. Acta Materialia, v. 51, n. 5, p. 1307-1325, 2003. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00526-8

MIYAJIMA, Y.; UCHIYAMA, M.; ADACHI, H.; FUJII, T.; ONAKA, S.; KATO, M. Effect of roll-bonding and subsequent annealing on microstructure evolution of accumulative roll bonded pure copper. Materials Transactions, v. 57, n. 9, p. 1411-1417, 2016. Disponível em: https://doi.org/10.2320/matertrans.MH201506

MOROVVATI, M. R.; DARIANI, B. M. The effect of annealing on the formability of aluminum 1200 after accumulative roll bonding. Journal of Manufacturing Processes, v. 30, p. 241-254, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.09.013

MURASHKIN, M. Y.; BOBRUK, E. V.; KIL'MAMETOV, A. R.; VALIEV, R. Z. Structure and mechanical properties of aluminum alloy 6061 subjected to equal-channel angular pressing in parallel channels. The Physics of Metals and Metallography, v. 108, n. 4, p. 415-423, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1134/S0031918X09100123

NAGASEKHAR, A. V.; TICK-HON, Y.; SEOW, H. P. Deformation behavior and strain homogeneity in equal channel angular extrusion/pressing. Journal of Materials Processing Technology, v. 192, p. 449-452, 2007. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.04.093

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. 1-2, p. 82-87, 2000. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00744-3

NATORI, K.; NOMURA, F.; ARAO, Y.; TANAKA, T. Development of the continuous process method for ECAP using a tri-axis rotary die and microstructural evolution of semi-solid aluminium alloy. WIT Transactions on the Built Environment, v. 124, p. 107-117, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.2495/HPSM120101

NISHIDA, Y.; ARIMA, H.; KIM, J. C.; ANDO, T. Rotary-die equal-channel angular pressing of an Al-7 mass% Si-0.35 mass% Mg alloy. Scripta Materialia, v. 45, n. 3, p. 261-266, 2001. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)00985-X

OLEJNIK, L.; ROSOCHOWSKI, A.; RICHERT, M. W. Incremental ECAP of plates. Materials Science Forum, v. 584, p. 108-113, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.584-586.108

PAN, B.; QIAN, K.; XIE, H.; ASUNDI, A. Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review. Measurement Science and Technology, v. 20, n. 6, p. 062001, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1088/0957-0233/20/6/062001.

PANDA, S.; TOTH, L. S.; FUNDENBERGER, J. J.; PERROUD, O.; GUYON, J.; ZOU, J.; GROSDIDIER, T. Analysis of heterogeneities in strain and microstructure in aluminum alloy and magnesium processed by high-pressure torsion. Materials Characterization, v. 123, p. 159-165, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.11.027

PEREIRA, P. H. R.; COSTA, T. H..; FIGUEIREDO, R. B.; CETLIN, P. R.; LANGDON, T. G. Analysis of plastic deformation and sample geometry during the compression stage in High-Pressure Torsion. Advanced Materials Research, v. 922, p. 592-597, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.922.592

PEREIRA, P. H. R.; FIGUEIREDO, R. B.; CETLIN, P. R.; LANGDON, T. G. Using finite element modelling to examine the flow process and temperature evolution in HPT under different constraining conditions. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.1088/1757-899X/63/1/012041

PEREIRA, P. H. R.; FIGUEIREDO, R. B.; HUANG, Y.; CETLIN, P. R.; LANGDON, T. G. Modeling the temperature rise in high-pressure torsion. Materials Science and Engineering: A, v. 593, p. 185-188, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.11.015

POLYAKOV, A. V.; DLUHOŠ, L.; DYAKONOV, G. S.; RAAB, G. I.; VALIEV, R. Z. Recent advances in processing and application of nanostructured titanium for dental implants. Advanced Engineering Materials, v. 17, n. 12, p. 1869-1875, 2015. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.201500212

POURYAZDAN, M.; KAUS, B. J.; RACK, A.; ERSHOV, A.; HAHN, H. Mixing instabilities during shearing of metals. Nature Communications, v. 8, n. 1, p. 1611, 2017. Disponível em: https://doi.org/10.1038/s41467-017-01879-5

PRANGNELL, P. B.; HARRIS, C.; ROBERTS, S. M. Finite element modelling of equal channel angular extrusion. Scripta Materialia, v. 37, n. 7, p. 983-989, 1997. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00192-9

QUANJIN, M.; REJAB, M. R. M.; HALIM, Q.; MERZUKI, M. N. M.; DARUS, M. A. H. Experimental investigation of the tensile test using digital image correlation (DIC) method. Materials Today: Proceedings, v. 27, p. 757-763, 2020. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.072

RAAB, G. I. Plastic flow at equal channel angular processing in parallel channels. Materials Science and Engineering: A, v. 410, p. 230-233, 2005. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.089

RAAB, G. I.; VALIEV, R.; GUNDEROV, D.; LOWE, T. C.; MISRA, A.; ZHU, Y. T. Long-length ultrafine-grained titanium rods produced by ECAP-conform. Materials Science Forum, v. 584, p. 80-85, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.584-586.80

RAAB, G. J.; VALIEV, R. Z.; LOWE, T. C.; ZHU, Y. T. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform. Materials Science and Engineering: A, v. 382, n. 1-2, p. 30-34, 2004. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.04.021

REIS, L. M.; CARVALHO, A. P.; LEE, I.; WU, Y. H.; HAN, J. K.; SANTALA, M. K.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Cold angular rolling process as a continuous severe plastic deformation technique. Journal of Materials Science, v. 58, n. 10, p. 4621-4636, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-023-08295-9

REIS, L. M.; HOHENWARTER, A.; KAWASAKI, M.; FIGUEIREDO, R. B. Evaluating High-Pressure Torsion Scale-Up. Advanced Engineering Materials, v. 26, n. 19, p. 2400175, 2024. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.202400175

REU, P. Introduction to digital image correlation: Best practices and applications. Experimental Techniques, v. 36, n. 1, p. 3-4, 2012. Disponível em: https://doi.org/10.1111/j.1747-1567.2011.00798.x

ROOSTAEI, A. A.; ZAREI-HANZAKI, A.; PARSA, M. H.; FATEMI-VARZANEH, S. M. An analysis to plastic deformation behavior of AZ31 alloys during accumulative roll bonding process. Journal of Materials Science, v. 45, n. 16, p. 4494-4500, 2010. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-010-4540-2

ROSOCHOWSKI, A.; OLEJNIK, L. Numerical and physical modelling of plastic deformation in 2-turn equal channel *angular extrusion. Journal of Materials Processing Technology, v. 125,* p. 309-316, 2002. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00339-4

ROSOCHOWSKI, A.; OLEJNIK, L. Finite element analysis of two-turn Incremental ECAP. International Journal of Material Forming, v. 1, n. 1, p. 483-486, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s12289-008-0108-y

ROSOCHOWSKI, A.; OLEJNIK, L. Incremental ECAP of thick continuous plates-machine and initial trials. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v. 63, n. 1, p. 012010, 2014. Disponível em: https://doi.org/10.1088/1757-899X/63/1/012010

ROSOCHOWSKI, A.; OLEJNIK, L.; RICHERT, M. 3D-ECAP of square aluminium billets. In: *Advanced Methods in Material Forming*. Springer. p. 215-232, 2007. Disponível em: https://doi.org/10.1007/3-540-69845-0_13

RUDIGER, B. Two closed-die forging presses for Nanshan King-size project in the area of metal forming. Bulletin The Siempelkamp Magazine, n. 2, p. 58, 2015.

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. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6462(98)00302-9

SAITO, Y.; UTSUNOMIYA, H.; SUZUKI, H.; SAKAI, T. Improvement in the r-value of aluminum strip by a continuous shear deformation process. Scripta Materialia, v. 42, n. 12, p. 1139-1144, 2000. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6462(00)00349-3

SAITO, Y.; UTSUNOMIYA, H.; TSUJI, N.; SAKAI, T. Novel ultra-high straining process for bulk materials—development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. Acta Materialia, v. 47, n. 2, p. 579-583, 1999. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00365-6

SAKAI, G.; NAKAMURA, K.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Developing high-pressure torsion for use with bulk samples. Materials Science and Engineering: A, v. 406, n. 1-2, p. 268-273, 2005. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.06.049

SAKAI, G.; NAKAMURA, K.; HORITA, Z.; LANGDON, T. G. Application of high pressure torsion to bulk samples. Materials Science Forum, v. 503-504, p. 391-398, 2006. Disponível em: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.391

SANTOS, I. M.; REIS, L. M.; FIGUEIREDO, R. B. Desenvolvimento de Extensometria Ótica Digital de Baixo Custo Para Ensaios Mecânicos. In: ABM Week 22° ENEMET.

SAUNDERS, I.; NUTTING, J. Deformation of metals to high strains using combination of torsion and compression. Metal Science, v. 18, n. 12, p. 571-576, 1984. Disponível em: https://doi.org/10.1179/030634584790419629

SAVIC, V.; HECTOR JR, L. G.; FEKETE, J. R. Digital image correlation study of plastic deformation and fracture in fully martensitic steels. Experimental Mechanics, v. 50, n. 1, p. 99-110, 2010. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11340-008-9185-6

SCHREIER, H.; ORTEU, J. J.; SUTTON, M. A. Image correlation for shape, motion and deformation measurements: Basic concepts, theory and applications. Springer. v. 1, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1007/978-0-387-78747-3

SEGAL, V. M. Materials processing by simple shear. Materials Science and Engineering: A, v. 197, n. 2, p. 157-164, 1995. Disponível em: https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09705-8

SEMENOV, V. I.; TONTCHEV, N. T.; SHUSTER, L. S.; RAAB, G. I.; KAMBUROV, V. V. Computer simulation of the SPD process of a low-alloyed chromium bronze using a virtual full factorial experiment. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v. 672, n. 1, p. 012057, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1088/1757-899X/672/1/012057

SHIMADZU, C. SSG Series Strain Gauge Extensometers - Specs. 2024. Disponível em: https://www.shimadzu.com/an/products/materials-testing/uni-ttm-consumables/ssg-series-strain-gauge-extensometers/spec.html

SORDI, V. L.; MENDES FILHO, A. A.; VALIO, G. T.; SPRINGER, P.; RUBERT, J. B.; FERRANTE, M. Equal-channel angular pressing: influence of die design on pressure forces, strain homogeneity, and corner gap formation. Journal of Materials Science, v. 51, n. 5, p. 2380-2393, 2016. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s10853-015-9547-2

SUŚ-RYSZKOWSKA, M.; WEJRZANOWSKI, T.; PAKIEŁA, Z.; KURZYDŁOWSKI, K. J. Microstructure of ECAP severely deformed iron and its mechanical properties. Materials Science and Engineering: A, v. 369, n. 1-2, p. 151-156, 2004. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.318

TABOR, D. A simple theory of static and dynamic hardness. Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences, v. 192, n. 1029, p. 247-274, 1948. Disponível em: https://doi.org/10.1098/rspa.1948.0008

TAHERI BARAYJANI, H.; TOROGHINEJAD, M. R.; REZAEIAN, A.; SHABANI, A.; BOCHER, P. An investigation on microstructure and mechanical properties of a copper strip subjected to different routes of accumulative roll bonding process. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 32, n. 2, p. 651-659, 2023. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11665-022-07145-0

TAKATA, N.; YAMADA, K.; IKEDA, K. I.; YOSHIDA, F.; NAKASHIMA, H.; TSUJI, N. Change in microstructure and texture during annealing of pure copper heavily deformed by accumulative roll bonding. Materials Transactions, v. 48, n. 8, p. 2043-2048, 2007. Disponível em: https://doi.org/10.2320/matertrans.MA200701

TEJEDOR, R.; EDALATI, K.; BENITO, J. A.; HORITA, Z.; CABRERA, J. M. High-pressure torsion of iron with various purity levels and validation of Hall-Petch strengthening mechanism. Materials Science and Engineering: A, v. 743, p. 597-605, 2019. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.127

TONG, W.; TAO, H.; ZHANG, N.; JIANG, X.; MARYA, M. P.; HECTOR, L. G.; GAYDEN, X. Q. Deformation and fracture of miniature tensile bars with resistance-spot-weld microstructures. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 36, n. 10, p. 2651-2669, 2005. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11661-005-0263-4

TSUJI, N.; ITO, Y.; SAITO, Y.; MINAMINO, Y. Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing. Scripta Materialia, v. 47, n. 12, p. 893-899, 2002. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6462(02)00282-8

TSUJI, N.; SAITO, Y.; LEE, S. H.; MINAMINO, Y. ARB (Accumulative Roll-Bonding) and other new techniques to produce bulk ultrafine grained materials. Advanced Engineering Materials, v. 5, n. 5, p. 338-344, 2003. Disponível em: https://doi.org/10.1002/adem.200310077

UTSUNOMIYA, H.; HATSUDA, K.; SAKAI, T.; SAITO, Y. Continuous grain refinement of aluminum strip by conshearing. Materials Science and Engineering: A, v. 372, n. 1-2, p. 199-206, 2004. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.12.014

VERLEYSEN, P.; OELBRANDT, W.; NAGHDY, S.; KESTENS, L. Static and dynamic tensile behaviour of aluminium processed by high pressure torsion. EPJ Web of Conferences, v. 94, p. 02012, 2015. Disponível em: https://doi.org/10.1051/epjconf/20159402012

VOLKE, P.; GROCHE, P. Interfacial heat transfer coefficients in cold forging of stainless steel. International Journal of Material Forming, v. 15, n. 3, p. 32, 2022. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s12289-022-01688-2

WEI, W.; NAGASEKHAR, A. V.; CHEN, G.; TICK-HON, Y.; WEI, K. X. Origin of inhomogenous behavior during equal channel angular pressing. Scripta Materialia, v. 54, n. 11, p. 1865-1869, 2006. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.02.026

WEI, W.; ZHANG, W.; WEI, K. X.; ZHONG, Y.; CHENG, G.; HU, J. Finite element analysis of deformation behavior in continuous ECAP process. Materials Science and Engineering: A, v. 516, n. 1-2, p. 111-118, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.03.001

WETSCHER, F.; VORHAUER, A.; PIPPAN, R. Strain hardening during high pressure torsion deformation. Materials Science and Engineering: A, v. 410, p. 213-216, 2005. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.027

XING, Z. P.; KANG, S. B.; KIM, H. W. Softening behavior of 8011 alloy produced by accumulative roll bonding process. Scripta Materialia, v. 45, n. 5, p. 597-604, 2001. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01069-7

XU, C.; SCHROEDER, S.; BERBON, P. B.; LANGDON, T. G. Principles of ECAP–Conform as a continuous process for achieving grain refinement: Application to an aluminum alloy. Acta Materialia, v. 58, n. 4, p. 1379-1386, 2010. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.044

XU, S.; ZHAO, G.; REN, X.; GUAN, Y. Numerical investigation of aluminum deformation behavior in three-dimensional continuous confined strip shearing process. Materials Science and Engineering: A, v. 476, n. 1-2, p. 281-289, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.05.003

YAN, B. YAN, B.; ANTON, H., ROMAN, K., LECH, O., ORLOV, D., REINHARD, P., JAN, R., ANDRZEJ, R., VLADIMIR, S., NOBUHIRO, T., & VIKTOR, V. (2017). Severe plastic deformation technology. ROSOCHOWSKI, A. (Ed.). *Severe Plastic Deformation Technology*, 2017.

YOON, S. C.; HORITA, Z.; KIM, H. S. Finite element analysis of plastic deformation behavior during high pressure torsion processing. Journal of Materials Processing Technology, v. 201, n. 1-3, p. 32-36, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.204

ZHAN, M. Y.; LI, Y. Y.; CHEN, W. P. Improving mechanical properties of Mg-Al-Zn alloy sheets through accumulative roll-bonding. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 18, n. 2, p. 309-314, 2008. Disponível em: https://doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60054-0

ZHAO, Y. H.; GUO, Y. Z.; WEI, Q.; TOPPING, T. D.; DANGELEWICZ, A. M.; ZHU, Y. T.; LANGDON, T. G.; LAVERNIA, E. J. Influence of specimen dimensions and strain measurement methods on tensile stress–strain curves. Materials Science and Engineering: A, v. 525, n. 1-2, p. 68-77, 2009. Disponível em: https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.06.031

ZHU, X. D.; XU, X. J.; ZHAO, Z. H.; CHONG, K.; CHENG, C.; CHENG, X. N. The novel continuous large deformation technology integrating conventional rolling with equal-channel angular technology. Materials Science Forum, v. 667, p. 127-132, 2011. Disponível em: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.667-669.127

ZHU, Y. T.; LANGDON, T. G. The fundamentals of nanostructured materials processed by severe plastic deformation. JOM, v. 56, n. 10, p. 58-63, 2004. Disponível em: https://doi.org/10.1007/s11837-004-0294-0

ZHU, Y. T.; LOWE, T. C.; VALIEV, R. Z.; RAAB, G. J. Continuous equal channel angular pressing. Materials Science and Engineering: A, 2006.