

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CAMPUS SOROCABA

ETIANE CARVALHO MORAES

**ANÁLISE DA MICROCONFORMAÇÃO DO ALUMÍNIO DE
GRÃOS ULTRAFINOS**

Sorocaba, São Paulo

agosto 2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CAMPUS SOROCABA

ETIANE CARVALHO MORAES

**ANÁLISE DA MICROCONFORMAÇÃO DO ALUMÍNIO DE
GRÃOS ULTRAFINOS**

Dissertação apresentada ao PPGCM - Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais para obtenção do título de Mestre em Ciência dos Materiais na área de concentração de Nanotecnologia

Orientação: Prof.^a Dra. Andréa Madeira Kli-
auga

Sorocaba, São Paulo

agosto 2018

M827a

Moraes, Etiane Carvalho.

Análise da microconformação do alumínio de grãos ultrafinos / por
Etiane Carvalho Moraes. – Sorocaba, SP: [s.n.], 2018.
142f.; 30cm.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de São Carlos, campus
Sorocaba, Sorocaba.

Orientador: Profa. Dra. Andréa Madeira Kliauga

Banca examinadora: Prof. Dr. Vitor Luiz Sordi, Prof. Dr.

Rafael Traldi Moura.

Bibliografia.

1. Deformação plástica severa. 2. Grãos ultrafinos. 3. Miniaturização. I.
Orientador. II. Universidade Federal de São Carlos. III. Título.

CDD 620.1123

Ficha catalográfica elaborada pelo Programa de Geração Automática da Secretaria Geral de Informática (SIn).

DADOS FORNECIDOS PELO(A) AUTOR(A)

Bibliotecário(a) Responsável: Maria Aparecida de Lourdes Mariano– CRB/8 6979



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências e Tecnologias Para a Sustentabilidade
Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais

Folha de Aprovação

Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Dissertação de Mestrado da candidata Etiane Carvalho Moraes, realizada em 08/08/2018:

Prof. Dra. Andrea Madeira Klikauga
UFSCar

Prof. Dr. Vitor Luiz Sordi
UFSCar

Prof. Dr. Rafael Traldi Moura
USP



AGRADECIMENTOS

O agradecimento principal é direcionado a minha orientadora Prof. Dra. Andréa Madeira Kliauga, por todo o apoio, incentivo, paciência e ensinamentos. Agradeço também por ter permitido a continuidade de minha formação.

Aos incentivos que serviram para me fortalecer nos momentos difíceis do Prof. Roberto Franciulli.

Aos amigos Eng. Renan Pereira de Godói, Eng. Rodolfo de Souza Rodrigues e tecnólogo William Marques da Silva por apoiarem e auxiliarem na execução do trabalho. Como também a paciência da programadora Dayane Carvalho e do Jeferson Nunes Carriel que facilitaram a execução do trabalho.

Os agradecimentos especiais são direcionados a Faculdade de Engenharia de Sorocaba ¹, como também ao Prof. Dr. Rafael Traldi Moura, Eng. Camila Almeida Amorim e ao Departamento de Engenharia Mecatrônica da Escola Politécnica da USP ², por ter permitido a execução de parte desse trabalho.

Ao DEMA - Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos, onde foi desenvolvido grande parte do trabalho ³.

¹ <http://www.facens.br/>

² <http://www.gmsie.usp.br/>

³ <http://www.dema.ufscar.br/portal/>

*“Não sou nada.
Nunca serei nada.
Não posso querer nada.
À parte isso, tenho em mim todos os sonhos do mundo.”*

Álvaro de Campos

RESUMO

MORAES, Etiane Cavalho. ANÁLISE DA MICROCONFORMAÇÃO DO ALUMÍNIO DE GRÃOS ULTRAFINOS, agosto 2018. 142f. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – , Universidade Federal de São Carlos, *campus* Sorocaba, 2018.

Palavras-chaves: Deformação Plástica Severa. Grãos Ultrafinos. Estampagem. Miniaturização.

A miniaturização do produto é uma tendência atual, envolvendo vários segmentos da indústria. A microconformação é um processo especialmente interessante para produzir peças em escala milimétrica devido à sua alta produtividade. No entanto, quando se reduz as proporções do componente, surge um efeito de escala, pois as dimensões do produto se aproximam das do tamanho de grão convencional. O material de grão ultrafino mostra um grande potencial de microconformação, pois pode diminuir as anisotropias elástica e plástica que prevaleceriam em uma estrutura de grãos grosseiros. O objetivo do estudo é comparar a conformabilidade das estruturas de grãos grosseiro e ultrafinos de um alumínio de qualidade comercial (ASTM AA1050) no processo de estampagem profunda em diferentes escalas para verificar se há aumento da qualidade do produto em processo miniaturizado. O material, originário chapa de 7mm, foi solubilizado a 400°C durante 2 h, produzindo uma estrutura de grão grosseiro com um tamanho de grão médio de 150µm (material GG). A produção de amostras de grãos ultrafinos foi realizada por extrusão em canal angular (ECA) usando uma matriz com um ângulo interno de 120° e rota A (sem rotação das amostras entre passes) até 8 passes, atingindo um tamanho médio de grão de 1,5µm (material GF). Para obter uma comparação efetiva entre o efeito de escala e os tamanhos de grãos, experimentos de tração com quatro volumes efetivos: 252mm³, 42mm³, 28mm³ e 1mm³ foram realizados a uma taxa de deformação de 10⁻³ s⁻¹. O teste de tração também foi realizado pelo método de campo virtual (VFM), para verificar o comportamento do material na região de contração. Os mecanismos de deformação foram caracterizados por difração de elétrons retro-espalhados (EBSD) e testes de microdureza. Foi construída uma matriz de estampagem para comparar o desempenho dos dois materiais de parede de 1 mm e 0,5 mm. Os dois materiais apresentaram mecanismos de deformação distintos: o GG concentrou a deformação no interior dos grãos, gerando novas interfaces e encruamento crescente na região de empescoamento, já o GF apresentou espessamento das interfaces e escorregamento de contornos de grão, apresentando amolecimento na região do empescoamento. A estrutura do material GG leva a um maior alongamento uniforme, e a uma maior profundidade de estampagem para uma mesma espessura de chapa, do que a estrutura do material GF. Em contrapartida a distribuição da deformação no material GG foi menos uniforme na microestrutura e levou a um ajuste de forma menor do que em GF. Contrário ao esperado pela literatura foi observada uma tendência de aumento das tensões de deformação com a diminuição da escala. O efeito foi mais acentuado no material GF do que no material GG, e isso associado a um volume relativo maior de material participando da concentração da deformação quando se diminui a escala da amostra.

ABSTRACT

MORAES, Etiane Cavalho. ANALYSIS OF MICROFORMING OF ULTRAFINE GRAIN ALUMINUM AA1050, agosto 2018. 142f. Dissertation (Mestrado em Ciência dos Materiais) – , Federal University of São Carlos, *campus* Sorocaba, 2018.

Keywords: Severe plastic deformation. Ultrafine grain. Stamping. Miniaturization.

Product miniaturization is a current trend, involving several industry segments. Microforming is an especially interesting process to produce parts in millimeter scale because of its high productivity. The grain size can be considered as a key micro structural factor for downsizing the deformation process because it affects almost all physical and mechanical behavior of polycrystalline metals. Ultrafine grain material shows a great potential for microforming since they can decrease the elastic and plastic anisotropy that would prevail in a coarse grain structure. The aim of the study is to compare the conformability of coarse and ultrafine grain structures of a commercial grade aluminum (ASTM AA1050) in the deep drawing process at different scales to check the increase in the quality of the miniaturized product and process. The material, originated from a 7 mm roll-casted sheet, was solutionized at 400°C for 2h producing a coarse grain structure of an average grain size of 150 μm (CG material). The production of ultrafine grain samples was carried out by Equal-channel angular pressing (ECAP) using a die with an internal angle of 120°C, and route A (no rotation of the samples between passes) up to 8 passes, achieving an average grain size of 1,5 μm (FG material). The grain size effect was analyzed by microhardness and tensile tests. In order to get an effective comparison between differences in dimensional scales and grain sizes, the scalar comparison was performed in four effective volumes: 252 mm^3 , 42 mm^3 , 28 mm^3 and 1 mm^3 in tensile experiments performed at a strain rate of 10^{-3} s^{-1} . The traction test was also performed by the virtual field method (VFM), to verify the behavior of the material in the of the in the necking region. The deformation pattern was characterized by electron backscatter diffraction (EBSD) and microhardness tests and scanning electron microscopy. A drawing die was designed to evaluate the behavior of these two materials with sheet thickness of 1 and 0.5 mm. The two materials had different deformation mechanisms: in CG the strain concentrated inside the grains and new interfaces were created with continuous hardening in the neck region, whereas in FG the thickness of the existent boundaries increased and strain was promoted by grain boundary sliding, which yield softening in the neck region. The CG structure yield larger uniform elongation and deeper drawing rate than the FG structure. On the other hand, the form adjustment and strain distribution was more uniform in the FG material than in the CG material. Contrary to the expected from the literature review, an increase of the deformation stress was measured when the scale of the sample was reduced. This effect was more accentuated in the FG than in the CG material, and this behavioral was associated to the increment of the relative sample volume participating in the stress concentration at the reduced scale.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Exemplo de produto miniaturizado.	22
Figura 2 – Formação de orelha em estampagem profunda.	24
Figura 3 – Número de operações, diâmetro e profundidade de repuxo.	25
Figura 4 – Exemplo de comparação de miniaturização.	26
Figura 5 – Exemplo estampagem miniaturizada em aços.	27
Figura 6 – Configuração do sistema de estampagem	28
Figura 7 – Exemplo de estampagem miniaturizada, em folha de aço.	29
Figura 8 – Efeito das relações geométricas do projeto da matriz de estampagem no aparecimento de defeitos de fabricação de copo de aço, com espessura de 0,1 mm.	29
Figura 9 – Representação da alteração da proporção do tamanho da rugosidade para o tamanho da amostra.	30
Figura 10 – As proporções de volume dos grãos de superfície para os grãos internos.	32
Figura 11 – Taxa de volume do grão de superfície para o grão interno.	33
Figura 12 – As curvas de fluxo de tensão de grãos da superfície e grãos internos.	34
Figura 13 – As curvas do ensaio de compressão de diferentes tamanhos de amostras com grãos médios de $80\mu m$	35
Figura 14 – Curva tensão - deformação do Cu recozido para diferentes espessuras de chapa com grãos de $120\mu m$, no ensaio de tração.	35
Figura 15 – Amostras comprimidas em diferentes escalas.	36
Figura 16 – Comparação de escala - material original com o comprimido	36
Figura 17 – Curva de tensão deformação para diferentes tamanhos de grãos.	39
Figura 18 – Microestruturas dos cilindros de cobre originais e comprimidos com diferentes tamanhos de grãos.	40
Figura 19 – Representação da microconformabilidade do material policristalino e amorfo.	40
Figura 20 – Curva de tensão x deformação para diferentes relações de N. Comparação de curvas do material cobre com variações de grão $286\mu m$ a $36\mu m$ de diâmetro e corpos de prova com variações de espessuras de 0,6mm e 0,1mm.	42
Figura 21 – Resultados experimentais de processo de extrusão do material de cobre com diferentes tamanhos de grão (a- $20\mu m$ b- $150\mu m$) e diferentes tamanhos de peças.	42
Figura 22 – Relação do limite de estiramento com N ($N= t/D$).	43
Figura 23 – Esquema de Processo ECA.	45

Figura 24	–Esquema de Processo ECA - Geometria do canal com detalhe da zona de cisalhamento.	46
Figura 25	–Influência do ângulo externo Φ na distribuição da deformação ao longo da espessura do tarugo na deformação por ECA.	46
Figura 26	–As quatro rotas fundamentais para o processo ECA	47
Figura 27	–Os sistemas de deslizamento vistos nos planos X , Y e Z para passagens consecutivas usando as rotas de processamento A, B A , B C e C	48
Figura 28	–Evolução do processo de endurecimento do mecanismo de refino de grão por deformação plástica severa.	49
Figura 29	–Mapa da orientação da seção transversal da deformação via ECAP. (MEV/EBSD). Liga de alumínio AA1070.	50
Figura 30	–Esquema da evolução microestrutural durante ECA:	51
Figura 31	–Gráficos de perfil de: Dureza e respectivas curvas tensão x deformação após a deformação por ECA no alumínio 1050.	54
Figura 32	–Comparação entre a equação constitutiva de CSANÁDI et al, (2001) e resultados de limite de escoamento após a deformação plástica severa no alumínio AA1050.	55
Figura 33	–Fluxograma do procedimento/experimento deste trabalho.	57
Figura 34	–Detalhes da matriz ECA (componentes e montada).	58
Figura 35	–Dimensões dos corpos de prova utilizados nesse trabalho.	59
Figura 36	–Representação do sistema de fixação do corpo de prova AP.	59
Figura 37	–Representação do sistema de fixação do corpo de prova AG e AS. . . .	60
Figura 38	–Representação do sistema de fixação do corpo de prova AM.	60
Figura 39	–Princípio de DIC para determinação do campo de deformações	62
Figura 40	–Arranjo experimental de captura de imagens para DIC.	63
Figura 41	–Desenho representativo da peça de estampagem.	68
Figura 42	–Diagrama de deformação mostrando os diferentes modos de deformação correspondentes a diferentes proporções de deformação.	70
Figura 43	–Imagem de microscopia óptica do material GG vista da direção DN (Superior).	72
Figura 44	–Imagem de microscopia óptica do material GG vista da direção DT (lateral).	73
Figura 45	–Imagem de microscopia óptica do material GG vista da direção DE (frontal)	73
Figura 46	–Mapa de IPF da amostra GG, orientações relativas ao eixo de referência DT.	74
Figura 47	–Frequência de distribuição de tamanhos de grão da amostra GG obtida por EBSD.	74

Figura 48	– Mapa de Kernel Average Misorientation (KAM) da amostra GG. . . .	75
Figura 49	– Imagens obtidas no MO da amostra GF	76
Figura 50	– Mapa de IPF da amostra GF, orientações relativas ao eixo de referência DT.	77
Figura 51	– Frequência de distribuição de tamanhos de grãos de GF obtida por EBSD.	77
Figura 52	– Mapa de Kernel Average Misorientation (KAM), da face DT da amostra GF.	78
Figura 53	– Variação da dureza dos materiais GG e GF em função do plano da amostra DE- direção de extrusão , DT direção transversal e DN direção normal.	80
Figura 54	– Relação entre Dureza e Limite de escoamento	80
Figura 55	– Gráfico de Dureza HV do GF da direção DT.	81
Figura 56	– Resultados dos ensaios de tração das amostras GG e GF nos formatos de corpo de prova AP, AS, AM e AG.	82
Figura 57	– Resultados dos ensaios de tensão x deformação plástica dos materiais GG e GF nas configurações de corpos de prova com formato AP, AS, AM e AG.	83
Figura 58	– Comparação da Tensão de Escoamento ensaiada com a teórica	85
Figura 59	– Comparação do efeito de escala:	86
Figura 60	– Sistemas de garras dos ensaios de tração.	88
Figura 61	– Gráficos de comparações de tamanho de grãos e escalas das tensões de escoamento e limite de resistência.	88
Figura 62	– Comparação Tensão de escoamento e Limite de resistência das amostra AS($28mm^3$) e AG($252mm^3$).	89
Figura 63	– Efeito do volume útil do corpo de prova de tração no alongamento uniforme e no alongamento total dos materiais GG e GF.	89
Figura 64	– Corpos de prova dos materiais GG e GF após o ensaio de tração.	90
Figura 65	– Análise da superfície da fratura da amostra AGGG	91
Figura 66	– Análise da superfície da fratura da amostra AMGG	91
Figura 67	– Análise da superfície da fratura da amostra AS-GG	92
Figura 68	– Análise da superfície da fratura da amostra APGG	92
Figura 69	– Análise da superfície da fratura da amostra AG-GF	93
Figura 70	– Análise da superfície da fratura da amostra AMGF	93
Figura 71	– Análise da superfície da fratura da amostra AS-GF	93
Figura 72	– Análise da superfície da fratura da amostra APGF	94
Figura 73	– Gráficos da análise da superfície.	95
Figura 74	– Análise da superfície do ensaio interrompido da amostra APGG (Imagem obtida em MEV).	96

Figura 75	–Detalhes da superfície do ensaio interrompido na amostra AP-GG . . .	97
Figura 76	–Análise da superfície do ensaio de tração interrompido da amostra AMGF	98
Figura 77	–Mapeamento de Índice de qualidade de imagem (IQ) obtido por EBSD na região de empescoamento da amostra AMGG. A seta indica a di- reção de tração.	99
Figura 78	–Mapeamento de KAM da região de empescoamento da amostra AMGG.	99
Figura 79	–Mapeamento de Índice de qualidade de imagem (IQ) obtido por EBSD da região de deformação uniforme da amostra AMGG.	100
Figura 80	–Análise de KAM na região de deformação uniforme da amostra AMGG.	100
Figura 81	–Mapeamento de qualidade de imagem (IQ) obtido por EBSD da região de empescoamento da amostra AMGF.	101
Figura 82	–Mapeamento de KAM da região do pescoço da amostra AMGF.	101
Figura 83	–Comparação na mudança do grau de desorientação (em graus) da aná- lise de KAM das amostras GG e GF.	102
Figura 84	–Sequência de rompimento da amostras.	103
Figura 85	–Representação do sistema de resultados do DIC.	104
Figura 86	–Análise DIC da amostra AGGG ($252mm^3$).	105
Figura 87	–Análise DIC da amostra AGGG das tensões verdadeiras.	106
Figura 88	–Análise DIC da amostra AG-GF ($252mm^3$).	107
Figura 89	–Análise DIC da amostra AGGF das tensões verdadeiras.	108
Figura 90	–Análise DIC da amostra AS-GG ($28mm^3$).	109
Figura 91	–Análise DIC da amostra AS-GG das tensões verdadeiras.	110
Figura 92	–Análise DIC da amostra AS-GF ($28mm^3$).	111
Figura 93	–Análise DIC da amostra AS-GF das tensões verdadeiras.	112
Figura 94	–Sequência de rompimento da amostras por análise NCORR ($252mm^3$) .	113
Figura 95	–Sequência de rompimento da amostras ($252mm^3$)	114
Figura 96	–Sequência de rompimento da amostras ($28mm^3$)	116
Figura 97	–Sequência de rompimento da amostras ($28mm^3$)	117
Figura 98	–Matriz modelada em 3d - 3 vistas com perspectiva	119
Figura 99	–Estampo	120
Figura 100	–Produtos estampados.	121
Figura 101	–Força de estampagem em função do deslocamento para as amostras de 1 e 0,5 mm de espessura, dos materiais GG e GF.	121
Figura 102	–Força de estampagem vs N (t/D).	123
Figura 103	–Análise da superfície da fratura da amostra GF de 0,5mm	124
Figura 104	–Análise da superfície da fratura da amostra GF de 1mm	124
Figura 105	–Análise da superfície da fratura da amostra GG de 0,5mm	125
Figura 106	–Análise da superfície da fratura da amostra GG de 1mm	125

Figura 107 –Tensão vs. deformação equivalente na estampagem para as chapas de 1 e 0,5 mm espessura e materiais GG e GF.	126
Figura 108 –Análise de MO na seção transversal.	127
Figura 109 –Análise amostra GG de 1mm de espessura	128

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Valores do parâmetro k_y da expressão de Hall-Petch	38
Tabela 2 – Normas Equivalentes da ABNT (ASTM): 1050	52
Tabela 3 – Parâmetros da Equação 2.20 Constitutiva obtido pelo ajuste dos dados de tensão-deformação	55
Tabela 4 – Composição nominal da liga de alumínio AA 1050.	56
Tabela 5 – Composição química do material utilizado neste trabalho.	56
Tabela 6 – Tabela de amostras ensaiadas.	61
Tabela 7 – Medidas de grão grosseiro	72
Tabela 8 – Resultado do DRX - Material GF	79
Tabela 9 – Resultado de Dureza-HV - Grão Grosseiros.	79
Tabela 10 – Resultado de Dureza-HV - Grão Finos.	79
Tabela 11 – Resultados do ensaio de tração do material GG em função do volume útil do corpo de prova.	84
Tabela 12 – Resultados do ensaio de tração do material GF em função do volume útil do corpo de prova.	84
Tabela 13 – Comparação da Tensão de Escoamento (σ_e) obtida e a prevista pela equação de Hall - Petch.	85
Tabela 14 – Relação das amostras do comprimento inicial com a área inicial.	87
Tabela 15 – Área/Perímetro/Dimples/Redução da área das fraturas das amostras	94
Tabela 16 – Cálculo das duas matrizes	119
Tabela 17 – Valores de estampagem descontada a força do sujeitador.	122
Tabela 18 – Parâmetros iniciais de processo.	123
Tabela 19 – Tensão equivalente máxima vs deformação equivalente	126

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	American Society for Testing and Materials (Sociedade Americana de Testes e Materiais)
Fig.	Figura
DNPM	Departamento Nacional de Produção Mineral
Facens	Faculdade de Engenharia de Sorocaba
UFSCar	Universidade Federal de São Carlos
DEMa	Departamento de Engenharia de Materiais
DE	Direção da extrusão
DL	Direção da laminação
DN	Direção da normal à laminação e/ou extrusão
DPS	Deformação plástica severa
SPD	Severe Plastic Deformation
DT	Direção transversal à laminação e/ou extrusão
Ds \emptyset	Diâmetro do blank
Dp \emptyset	Diâmetro do punção
DRX	Difração de raios X
ECA	Extrusão em canal angular
ECAP	Equal Channel Angular Pressing
ARB	Accumulative Roll Bonding
HPT	High Pressure Torsion
EBSD	Electron back-scatter diffraction – Difração de elétrons retroespalhados
CLC	Curva Limite de Conformação
CFC	Cubico de Face Centrada

CCC	Cubico de Corpo Centrado
D	Tamanho médio dos domínios ordenados (cristalinos) no Ensaio de para equação de stokes, e também pode ser tamanho de grãos
EDE	Energia de defeito de empilhamento
GG	Grão Grosseiro
GF	Grão Fino
HC	Hexagonal compacta
IC	circuitos integrados
IQ	Índice de qualidade
TRC	(twin roll caster)
KAM	Mapa de <i>KerenelAverageMisorientation</i>
LECMat	Laboratório de Engenharia da Ciência dos Materiais
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
LDR	Relação limite de estiramento
MO	Microscopia óptica
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MEMS	MicroElectroMechanical Systems - Processos Avançados de Microeletrônica Litografia
RF	Raio de face de punção
RP	Raio de canto de perfuração
RD	Raio da matriz.
VFM	Método de análise de campo virtual

LISTA DE SÍMBOLOS

μ	Mícrons
σ_f	Tensão de flexão (kgf/mm^2)
σ_r	Tensão de ruptura a tração (kgf/mm^2)
J_{min}	Menor momento de inércia
E	Módulo de elasticidade do material(Pa)
ϵ	Coefficiente para dobras com planificação de fundo
μ	Coefficiente de inclinação
ω	Módulo de resistência
h_0	Espessura inicial
h_f	Espessura final
ϵ	Deformação
H_y	Dureza na Equação de Hallpetch
k_y	Constante particular do material - referente a resistência na Equação de Hallpetch
$\sigma_s(\epsilon)$	Tensões de escoamento da superfície
$\sigma_i(\epsilon)$	Tensões de escoamento dos grãos internos
α_s	Frações de volume (designadas por porcentagem) da superfície
α_i	Frações de volume (designadas por porcentagem) dos grãos internos
d	Tamanho médio dos grão
ϵ_l	Deformação verdadeira ao longo do comprimento;
w_0	Larguras inicial
w_f	Larguras final, respectivamente
l_0	Larguras inicial
l_f	Comprimentos final

R	Índice anisotropia normal
ΔR	Coefficiente de anisotropia planar
Rm	Coefficiente de anisotropia médio
$r\theta$	Coefficiente de anisotropia a θ° da direção da laminação e/ou extrusão
t	Espessura do blank
β	Razão $= (D_s / D_p)$
P	Pressão do suporte do blank
R_d	Raio da matriz
K	Fator de forma adimensional, com um valor próximo à unidade para equação de stokes
λ	Comprimento de onda dos raios X para equação de stokes
β_s	Largura do pico, em radianos para equação de stokes
θ	Ângulo de Bragg para equação de stokes

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
1.1	OBJETIVOS	20
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1	PROCESSO DE DEFORMAÇÃO - ESTAMPAGEM PROFUNDA - MACRO	23
2.2	MICROCONFORMAÇÃO	26
2.2.1	Microestampagem	26
2.2.2	Efeitos da miniaturização no processo	27
2.2.3	Influência do tamanho da peça e suas propriedades	31
2.2.4	Influência do tamanho do grão	37
2.2.5	Interações de tamanho de peça e tamanho de grãos	41
2.2.6	Resumo - Efeito de tamanho - comportamentos de deformação afetados no processo de microconformação	43
2.3	DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA	44
2.3.1	Extrusão de canal angular (ECA)	45
2.4	PROPRIEDADES DO ALUMÍNIO	51
2.4.1	Propriedades mecânicas do alumínio e a influência do tamanho de grão.	53
3	MATERIAIS E MÉTODOS	56
3.1	MATERIAL DE ESTUDO	56
3.2	MÉTODOS	56
3.2.1	Preparação do material - Grãos Grosseiros	58
3.2.2	Preparação do material - Grãos Ultrafinos	58
3.2.3	Ensaio de Tração	58
3.2.3.1	Corpos de provas para o ensaio de tração	59
3.3	ENSAIO DE ANÁLISE CAMPO VIRTUAL - VFM	61
3.3.1	Análise da deformação por análise campo virtual	62
3.4	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	64
3.4.1	Microscopia óptica - MO	64
3.4.1.1	Preparação para MO	64
3.4.1.2	Caracterização estrutural em MO	65
3.4.2	Ensaio de Dureza	65
3.4.3	EBSD - Electron Backscatter Diffraction	65

3.4.4	MEV - Microscópio eletrônico de varredura	66
3.4.5	Difração de raios - x	66
3.5	PROJETO DA FERRAMENTA DA MATRIZ DE MICROEMBUTIMENTO	67
3.5.1	Dimensionamento da Ferramenta	67
3.5.1.1	Peça repuxada - Matéria-Prima	67
3.5.1.2	Punção	68
3.5.1.3	Cálculo do esforço	68
3.6	PROCESSO DE ESTAMPAGEM	69
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	72
4.1	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL INICIAL	72
4.1.1	Imagens de MO - Medições de Grão	72
4.1.2	Ensaio de EBSD - MEDIÇÕES DE GRÃO	73
4.2	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PROCESSADO	75
4.2.1	Ensaio de EBSD - MEDIÇÕES DE GRÃOS ULTRAFINOS	77
4.3	DIFRAÇÃO DE RAIOS X	78
4.4	DUREZAS OBTIDAS	79
4.5	ENSAIO DE TRAÇÃO	82
4.6	ANÁLISE DA SUPERFÍCIE	90
4.6.1	Fractografia do ensaio de tração	90
4.6.2	Ensaio interrompido de tração: MEV da superfície	96
4.6.3	Ensaio interrompido de tração: EBSD da superfície.	99
4.7	ANÁLISE DE VFM	103
4.8	PROJETO - FERRAMENTAL	119
	CONCLUSÃO	129
	REFERÊNCIAS	131
	APÊNDICE	138

1 INTRODUÇÃO

A miniaturização de produtos é uma tendência atual, que envolve vários segmentos da indústria eletrônica, têxtil e biomecânica, entre outras. A microestampagem, o microforjamento e a microusinagem são processos promissores e eficientes para produção em massa (MENG et al., 2015) pois são processos de fabricação emergentes especializados na fabricação de componentes, onde pelo menos duas dimensões são submilimétricas. (VOLLERTSEN; NIEHOFF; HU, 2006) Neste tipo de processo, o tamanho de grão é considerado um fator muito importante na microestrutura, porque a dimensão do produto se aproxima em ordem de grandeza do tamanho de grão. Assim, grãos ultrafinos são promissores no processo de microconformação, pois reduzem a anisotropia do material. (MENG et al., 2015; RAULEA et al., 2001)

A Deformação Plástica Severa (DPS) apresenta grande potencial na preparação de material para o microprocessamento, pois seu efeito mais importante é o refino de grão, o que origina uma nova classe de materiais classificados como de granulação ultrafina (ESTRIN; VINOGRADOV, 2013). Assim há necessidade da verificação do comportamento e a viabilidade do material de grão ultrafino em relação a grão grosseiro no processo de microconformação.

O material escolhido para o estudo é o alumínio, metal de alta ductilidade, baixa densidade, alta condutividade elétrica e alta resistência à corrosão ABAL (2016); o que faz com que tenha vasta aplicabilidade em diversos segmentos da indústria (embalagens de alimentos, bens de consumo, construção civil, transporte, etc.). Com isso é um material de grande potencial na miniaturização.

1.1 OBJETIVOS

O foco deste trabalho foi a comparação do comportamento em microconformação do alumínio de grão grosseiro e de grão ultrafino, que foram obtidos por DPS, e a avaliação do comportamento de redução de escala.

Para alcançar estes objetivos foram realizada as seguintes etapas:

1. Uma chapa de Al AA1050 foi homogenizada a 400°C por 2h para a obtenção de grão grosseiro. Tamanho e distribuição de grãos foram analisados por microscopia óptica (MO), difração de elétrons retroespalhados (EBSD) e difração de raios x (DRX).
2. O material homogenizado foi processado por Extrusão em Canal Angular (ECA) até uma deformação equivalente de 5,8 para produção de material com grão ultrafino.

Tamanho e distribuição de grãos foram analisados por MO, EBSD e DRX;

3. Foram estabelecidos formatos de corpos de prova para análise do efeito de escala por meio de ensaios de tração em 4 escalas diferentes. Os ensaios foram acompanhados pelo método dos campos virtuais e a microestrutura de deformação por EBSD;
4. A análise de superfície após o ensaio de tração foi realizada por microscopia eletrônica de Varredura MEV;
5. Foi projetada e construída a matriz de estampagem para produto miniaturizado;
6. Foi realizada a estampagem nos materiais com granulometrias diferentes e analisada a qualidade dos produtos finais.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Segundo Ghassemali et al. (2013), a produção de produtos com dimensões abaixo das convencionais em áreas como eletrônica, médicas e biológicas estão crescendo cada vez mais, como, por exemplo, o aparelho auditivo mostrado na Figura 1. Atualmente existem diversos equipamentos ou as chamadas micropartes, como o pino conector, microparafusos, molas de contato, microchips, circuitos integrados (IC) e outros, já introduzidos na indústria atual.

Atualmente, a maioria dessas micropartes são fabricadas por processos e técnicas como *micromachining* baseados em microusinagem, processos fotoquímicos e sistemas microeletromecânicos (MEMS), como também por processo de gravura por litografia por feixe de elétrons. Contudo, a limitação dos materiais utilizados, o alto custo, e a baixa produtividade, a limitação de tipos de materiais e a baixa produtividade. (CHAN; FU; LU, 2011)

Figura 1 – Exemplo de produto miniaturizado.



Fonte: adaptado de
<http://www.aparelhosauditivoscadi.com.br/aparelhos-auditivos/aparelho-intra-canal-nano-iic>.

Chan, Fu e Lu (2011) relatam em seu trabalho que o processo de deformação é uma das abordagens promissoras para fabricar micropartes devido à sua alta produtividade, baixa perda de material e excelentes propriedades mecânicas.

2.1 PROCESSO DE DEFORMAÇÃO - ESTAMPAGEM PROFUNDA - MACRO

O processo de estampagem constitui em fazer uma chapa plana (“*blank*”) adquirir a forma de uma matriz (fêmea), imposta pela ação de um punção (macho) sem se romper ou apresentar qualquer outro tipo de defeito de forma ou superficial.

A distinção entre estampagem rasa (*shallow*) e profunda (repuxo) é arbitrária. A estampagem rasa geralmente se refere à conformação de um copo com profundidade menor do que a metade do seu diâmetro com pequena redução de parede. Na estampagem profunda, o copo é mais profundo do que a metade do seu diâmetro. (PROVENZA, 1987)

A estampabilidade é a capacidade da chapa em executar esse processo. A determinação da estampabilidade é feita através de ensaios como: (Erichsen, Olsen, Fukui), ensaios de dureza, ensaios de tração limite de escoamento e de resistência, a razão elástica, o alongamento total até a fratura, o coeficiente de encruamento, os coeficientes de anisotropia normal e planar, rugosidade, metalografia, etc (CHIAVERINI, 1986b). A estampabilidade torna-se função não somente das propriedades do material, mas também das condições de deformação e dos estados de tensão e de deformação presentes no processo. (ETTORE et al., 1997)

Segundo Meroz (1982) o estudo do fluxo do metal nesta operação, quando instituída profunda, é bastante complexo, pois aparecem estados duplos e triplos de tensão. As possibilidades de repuxar começam no limite elástico e terminam um pouco antes da ruptura. De forma geral, o encruamento melhora a qualidade do produto acabado. Por outro lado, encruamentos excessivos devem ser evitados, pois isso tornará a peça frágil.

No processos de conformação de chapas, grãos cristalinos individuais são alongados na direção da maior deformação de tração. O alongamento é consequência do processo de escorregamento do material durante a deformação, criando um direcionamento cristalográfico. A principal consequência da textura é a variação das propriedades em função da direção em que é medida. Na estampagem de um disco metálico pode se destacar o efeito maléfico de formação de orelhas e afinamento das regiões laterais adjacentes ao fundo do corpo. Tem-se como o efeito benéfico de aumento de resistência na direção perpendicular da chapa, que reduz possibilidade de ruptura no afinamento da espessura.

A estampabilidade depende, em grande parte, da resistência ao afinamento da chapa durante o processo de estampagem. Essa resistência pode ser avaliada pelo índice ou coeficiente de anisotropia médio Rm definido por Langford pela expressão (ETTORE et al., 1997) Equação 2.1:

$$Rm = \frac{R_0 + R_{90} + 2R_{45}}{4} \quad (2.1)$$

Cada R (anisotropia normal R) é obtido para uma direção da chapa. Normalmente, são removidas de chapas a 0, 45 e 90 graus da direção de laminação, na Equação 2.3 ou Equação 2.2

$$R = -\frac{\varepsilon w}{\varepsilon w + \varepsilon l} \quad (2.2)$$

$$R = \frac{\ln(w_0/w_f)}{\ln(l_f \cdot w_f / l_0 \cdot w_0)} \quad (2.3)$$

Onde: εl é a deformação verdadeira ao longo do comprimento; εw deformação verdadeira na largura; w_0 e w_f são as larguras inicial e final, respectivamente; l_0 e l_f são os comprimentos inicial e final, respectivamente.

A possibilidade de formação de orelhas na estampagem da chapa, por sua vez, está associada ao coeficiente de anisotropia planar (ΔR) estabelecido pela Equação 2.4:

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - 2R_{45}}{2} \quad (2.4)$$

A Figura 2 apresenta exemplos de estampagem com valores negativos, nulos e positivos para o coeficiente de anisotropia planar. Para valores negativos tem-se a formação de orelhas a 45° e para valores positivos tem-se orelhas a 0° e 90°.

Figura 2 – Formação de orelha em estampagem profunda.



A seta indica a direção de laminação da chapa. Fonte: Hosford e Caddell (2011).

Evidentemente, tanto o coeficiente médio Rm como o coeficiente planar ΔR dependem da textura da chapa: assim, se a chapa apresentar ausência de textura, isto é, se contiver grãos orientados ao acaso, ela é perfeitamente isotrópica e então: $R_0 = R_{90} = R_{45} = 1$ e conseqüentemente, $Rm = 1$ $\Delta R = 0$ Mas se chapa apresentar um determinado grau de textura, pode-se ter: $Rm > 1$ onde a direção de maior resistência é a perpendicular ao plano da chapa; e no caso contrário: $Rm < 1$

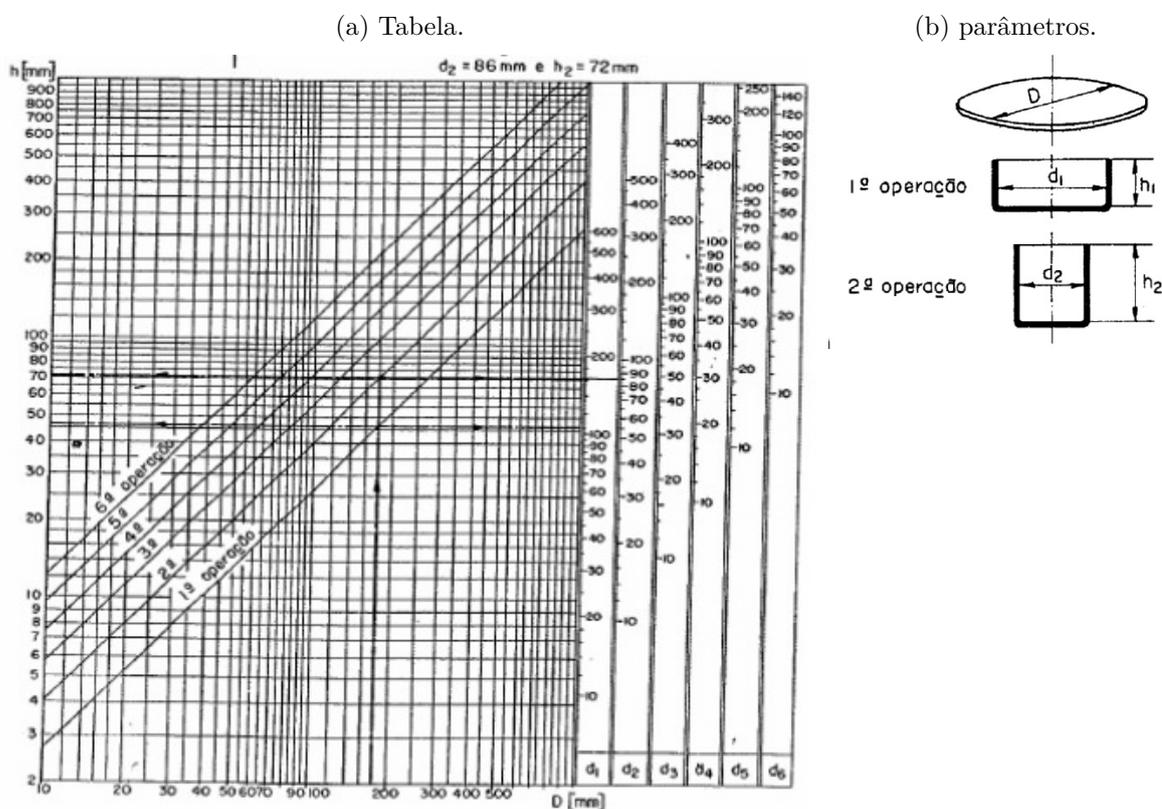
Uma boa condição de estampabilidade implica em obterem-se valores elevados de anisotropia normal média (Rm) e valores próximos a zero para a anisotropia planar (ΔR) (JR; DEUS; ABREU, 2000).

Em Vega et al. (2014), é mostrado que nos materiais processados por laminação convencional, a conformabilidade não é tão favorável quanto a apresentada nas amostras

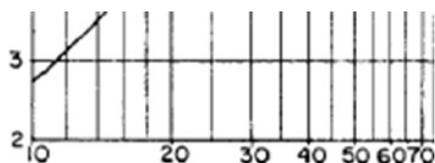
processadas por Extrusão de Canal Angular (ECA) e recozidas. Os materiais processados por ECA e recozidos obtiveram maior valor na anisotropia normal, como também maiores profundidades no ensaio Erichsen (estampagem).

Nos trabalhos de Schaeffer (2006), Provenza (1987) são encontrados fundamentos para execução de um projeto de ferramenta de estampagem convencional, como folga de matriz e punção, força de estampagem, relações de estampagens, dimensões e modelos de conjuntos de ferramentas. Em Provenza (1987) é observado que as tabelas padronizadas que relacionam h (profundidade da estampagem), D (diâmetro da chapa), número de operações e d (diâmetro do punção) (Figura 3b) não contemplam a microconformação e nem componentes padronizados chegam nessa escala. Exemplo na Figura 3a.

Figura 3 – Número de operações, diâmetro e profundidade de repuxo.



(c) Parte da tabela ampliada.



Fonte: Provenza (1987).

2.2 MICROCONFORMAÇÃO

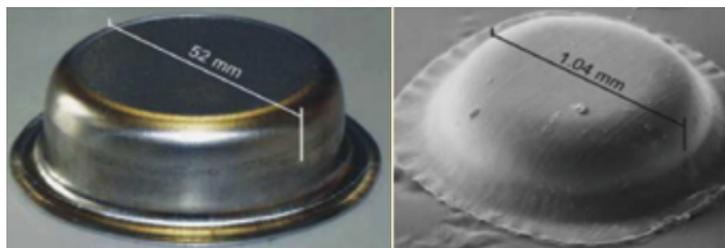
A microconformação é uma das abordagens mais promissoras para a fabricação de micropartes por sua alta produtividade, baixo custo de produção e boas propriedades mecânicas. Contudo, o comportamento de deformação do material na microconformação é diferente ao da macroconformação. O conhecimento de macroconformação não é aplicável ao projeto e desenvolvimento de microparte (RAN; FU; CHAN, 2013).

Manabe et al. (2008) apresentaram um panorama da microconformação onde, por meio de um modelo por elementos finitos de uma ferramenta de processo de microestampagem, expuseram suas expectativas de produção, que apresentam as considerações que serão abordadas ao longo deste trabalho.

2.2.1 Microestampagem

Vollertsen, Niehoff e Hu (2006) dizem que a microestampagem é um processo relativamente recente, que permite a fabricação de peças com dimensões pequenas e formas complexas. Quando a geometria de um material é reduzida à microescala e passa por uma conformação (microconformação), seus efeitos e comportamentos se tornam difíceis de prever, pois ocorre que os modelos convencionais e tradicionais de deformação material não são mais válidos em microescala devido ao efeito de tamanho, o que afeta o comportamento de deformação (CHAN; FU; LU, 2011). Na Figura 4, vê-se a comparação entre um processo de estampagem e de microestampagem. Nesta imagem, pode-se verificar a diferença de qualidade das peças, devido ao enrugamento, estrias, precisão dimensional e falta de detalhamento.

Figura 4 – Exemplo de comparação de miniaturização.



Fonte: adaptado de Vollertsen et al. (2004).

Os problemas, vistos no produto estampado acima, têm três aspectos que devem ser levados em consideração: um é o processo de fabricação (ferramenta e máquinas) subseção 2.2.2, outra é a redução de escala do produto subseção 2.2.3 e a última é a influência do tamanho de grãos subseção 2.2.4.

2.2.2 Efeitos da miniaturização no processo

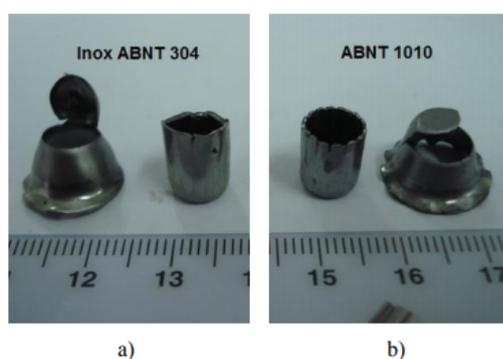
No processo de microconformação há problemas de miniaturização. Na estampagem, por exemplo, a folga entre a matriz e o punção normalmente é um fator insignificante no processamento de uma peça convencional, mas pode tornar-se um problema quando a folga necessária para uma micropeça deve ser de poucos μm como também alta precisão para o controle da qualidade do produto. (ENGEL; ECKSTEIN, 2002).

O principal problema está na fabricação de ferramentas de alta precisão e na disponibilidade de máquinas-ferramenta adequadas para a produção de micropeças, especialmente para a confecção de formas complexas com tolerâncias estreitas. O estudo da microconformação envolve diferentes áreas de conhecimento. É necessário estudar as características: do conjunto máquina/ferramenta (repetibilidade e exatidão); do processo (forças de conformação, retorno elástico) e do material (tensão de escoamento, anisotropia, ductilidade, limite de conformação e fluxo do material). Em escala reduzida, alguns parâmetros como rugosidade da superfície e tamanho de grão, se tornam significantes (BATALHA; CERVEIRA; SILVA, 2005).

Hansen et al. (2006) expuseram que nos sistemas de microconformação quando são levados a dimensões menores que $1mm$, o sistema de máquina-ferramenta não atende mais o campo macro. Observa-se também que em tabelas de projetos macros como as de Provenza (1987) apresentadas na Figura 3a não se contemplam pequenas dimensões, como também normas de referências de projetos deixam em aberto tais dimensões.

Um dos problemas enfrentados na microconformação é, por exemplo, o descrito por Boff (2012). A Figura 5 mostra carcaça de micromotor com defeitos (enrugamento / rasgo) que ocorreram pelo processo de microestampagem. Nota-se que os defeitos ocorreram independentemente do material da carcaça. Segundo o trabalho, esses defeitos não puderam ser previstos na simulação numérica e ocorreram devido o prensa-chapa ter área de atuação muito pequena.

Figura 5 – Exemplo estampagem miniaturizada em aços.



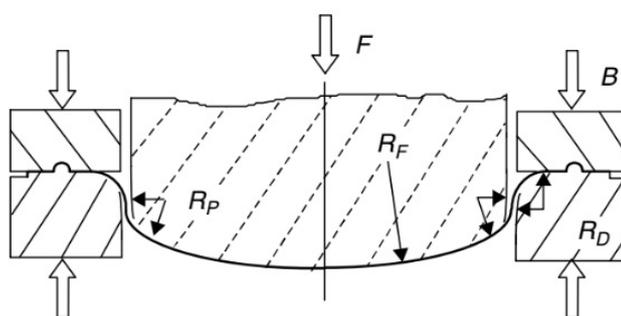
Fonte: adaptado de Boff e Schaeffer (2011).

Outro fator que pode ocasionar problema é a força aplicada no processo. No trabalho de Saotome, Yasuda e Kaga (2001) foi realizado um estudo das configurações de parâmetros de processo de estampagem de copos e que conduziram os experimentos para estudar a influência dos parâmetros de projeto no microempuxo em materiais de aços de baixo teor de carbono.

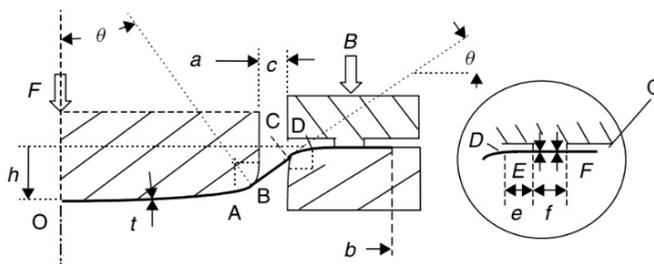
A Figura 6a apresenta um esquema simplificado do processo de estampagem e na Figura 6b é considerada apenas uma metade do processo, para determinações de termos.

Figura 6 – Configuração do sistema de estampagem

(a) Esquema simplificado do processo.



(b) Meia seção do esquema de estampagem.



Fonte: adaptado de Hu, Marciniak e Duncan (2002).

Onde: a é largura do punção e D_p o \emptyset do punção; b *blank* e D_s \emptyset do *blank*; c folga lateral; f é área fixada por atrito; h altura de penetração do punção (profundidade da peça); t espessura em *blank* ; R_F Raio de face de punção; R_P Raio de canto de perfuração; R_D raio da matriz.

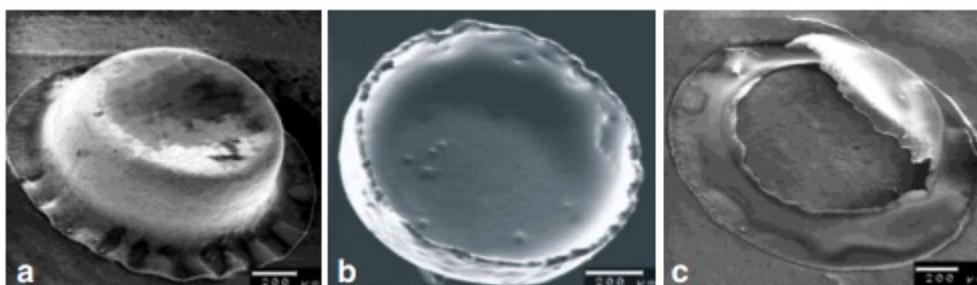
A partir desses esquemas no trabalho de Saotome, Yasuda e Kaga (2001) retiraram-se algumas relações importantes de parâmetros como:

$$\beta = \frac{D_s}{D_p} \tag{2.5}$$

$$\frac{D_p}{t} \tag{2.6}$$

Os resultados experimentais com espessura do *blank* de 0.1mm são observados nas Figura 7 e Figura 8. Os resultados mostram as relações de D_p (\emptyset de punção), t (espessura), P Pressão do sujeitador, D_s \emptyset do *blank*, β que é a relação de D_s/D_p . Observa-se que a relação limite de estiramento (LDR) que é igual a β , diminui à medida que D_p/t aumenta. Quando D_p/t é 10, o β é 2.2 e quando $\beta = 2.4$, a ruptura ocorre no fundo do copo sem que ocorra enrugamento. O efeito da pressão do sujeitador (P) é claramente reconhecido acima de D_p/t de 40, e como D_p/t aumenta, a pressão do sujeitador aumenta, o que ocasiona rompimento. O efeito do raio (R_d) pode ser visto no caso com o D_p/t de 15. A fratura ocorre quando o raio da matriz é pequeno ($R_d < 2.5t$).

Figura 7 – Exemplo de estampagem miniaturizada, em folha de aço.



Fonte: adaptado de Fu e Chan (2013).

Figura 8 – Efeito das relações geométricas do projeto da matriz de estampagem no aparecimento de defeitos de fabricação de copo de aço, com espessura de 0,1 mm.

D_p/t	D_p	10		15		20		30		40		50		100	
		R_d													
2.4	1.0	2.5t	5.0t												
		X	X												
2.2	1.0	O	⊙	⊗	○	⊗		⊗	⊗	⊗	⊗	⊗	⊗	⊗	⊗
		X	X												
2.0	1.0	⊙	⊙	△	⊙			⊙	⊙	○	△		△	△	△
1.8	1.0	⊙	⊙		⊙			⊙	△	○	⊙			○	○
1.8	2.0			⊙				⊙		⊙				○	○

⊙:

○:

△:

⊗:

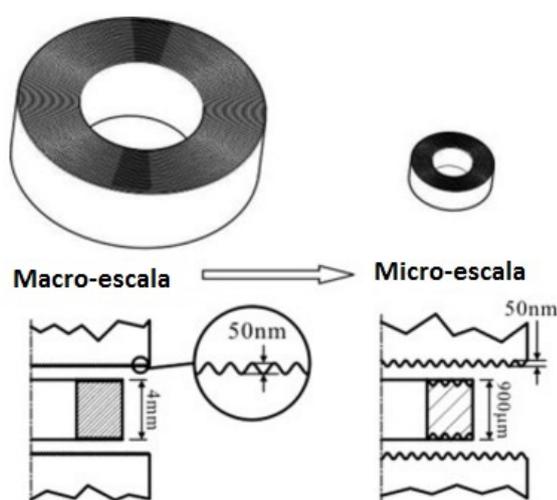
X:

t espessura, D_s \emptyset blank , D_p \emptyset punção, razão $\beta=(D_s / D_p)$, P pressão do suporte do blank (MPa), R_d raio da matriz)

Fonte: adaptado de Hansen (1981)

Em Chan, Fu e Lu (2011) é mencionado que, conforme diminuí-se o produto, há aumento de atrito, devido à rugosidade da ferramenta com o blank, que poderia ser desprezível na macro escala (Figura 9), mas se torna problema na microescala; Engel (2006) descreve que esse efeito de tamanho é qualitativamente explicado pela invariância da topografia de superfície à escala, tanto da ferramenta como do produto. Logo Gong et al. (2010) ressaltam que pode-se minimizar esse efeito utilizando-se lubrificante, eles microconformaram copos de cobre com diversos lubrificantes e, dos testados, o lubrificante PE (película de polietileno) obteve maior êxito no melhoramento, mas não eliminou os efeitos da microescala, como estrias e enrugamento.

Figura 9 – Representação da alteração da proporção do tamanho da rugosidade para o tamanho da amostra.



Fonte: adaptado de Chan, Fu e Lu (2011).

Segundo o estudo de Vollertsen et al. (2004), o fator da velocidade de processo também causa defeitos em produtos. No trabalho Vollertsen e Hu (2010), foi projetada uma ferramenta e a partir dela realizaram-se ensaios de microembutimento em 3 velocidades com lubrificante mineral. Observou que o limite de pressão do prensa chapa aumenta conforme se aumenta a velocidade de punção o que ocasiona a diminuição do coeficiente de atrito. Assim, entende-se que rugas e fraturas ocorrem respectivamente quando a pressão aplicada no suporte do blank (prensa chapa) é muito pequena ou muito grande para uma determinada velocidade de golpe. Com isso percebe-se que a taxa de deformação é significativa na microescala.

Os valores de taxa de deformação podem variar desde $10^{-3}s^{-1}$ até 10^2s^{-1} , passando pela faixa mais comum de 10^{-1} a 10^2 para o caso de prensas de forjamento, extrusoras e trefiladoras. Num ensaio de compressão realizado em velocidade constante (v) e com

relação linear entre deformação e tempo, tem-se:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta t} \left[\frac{1}{s} \right] \quad (2.7)$$

com

$$\Delta\varepsilon = \ln \frac{h_0}{h_f} \quad (2.8)$$

e

$$\Delta t = \frac{h_0 - h_f}{v} \quad (2.9)$$

tem-se

$$\varepsilon = \frac{\ln \frac{h_0}{h_f}}{h_0 - h_f} v \quad (2.10)$$

Observa-se que é possível obter diversas taxas de deformação com os mesmos valores de $\Delta\varepsilon$ e v , apenas diminuindo os valores de h_0 e h_f .

2.2.3 Influência do tamanho da peça e suas propriedades

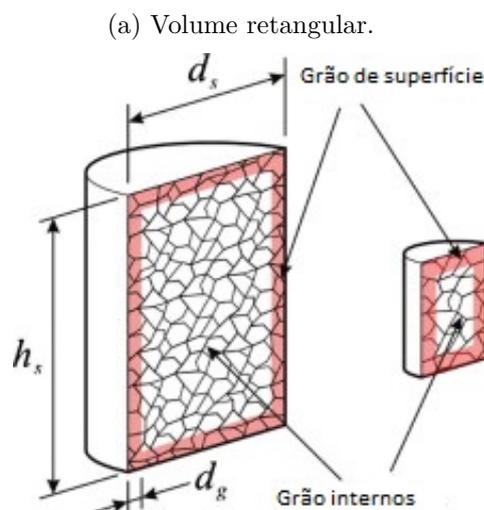
Quando há diminuição de escala em peças, suas propriedades se alteram. Na microconformação, observa-se uma diminuição na tensão de escoamento do material quando as dimensões da peça de trabalho são reduzidas (FU; CHAN, 2013).

Segundo Yuan et al. (2012), as amostras de material com secção transversal retangular, que normalmente são usados para medir as propriedades de resistências dos materiais em ensaios de tração, produzem resultados diferentes quando alteradas suas dimensões. A deformação após o empescoamento aumenta dramaticamente à medida em que a espessura da amostra é reduzida. Já a deformação uniforme é independente da dimensão da amostra. Outra observação relevante é que o alongamento total é independente da espessura, se ela for maior que $1mm$.

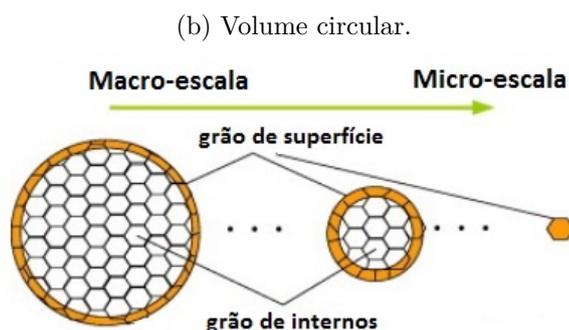
O comportamento do efeito de miniaturização na tensão de escoamento está relacionado com o aumento da quantidade de grãos superficiais quando há diminuição nas dimensões do produto enquanto o tamanho do grão continua o mesmo. (BATALHA; CERVEIRA; SILVA, 2005; FU; CHAN, 2013).

Conforme Chan, Fu e Lu (2011), Lai et al. (2008) quando o tamanho da peça deformada é reduzido para microescala, o comportamento do material na deformação plástica se dá somente por alguns grãos que são localizados nas regiões de deformação como mostrado na Figura 10a e, na Figura 10b, é possível entender que com a redução da escala somente haverá um grão efetivo.

Figura 10 – As proporções de volume dos grãos de superfície para os grãos internos.



Fonte: adaptado de Chan, Fu e Lu (2011).



Fonte: adaptado de Lai et al. (2008).

É visto nos trabalhos de Ran, Fu e Chan (2013), Liu et al. (2011), Justinger e Hirt (2009) que na conformação os grãos de superfície estão sujeitos a pequenas forças quando comparados com os grãos que ficam no meio do volume Figura 10a. Logo, a tensão de escoamento deve diminuir com a redução da dimensão da amostra conformada, pois as proporções superficiais da geometria da amostra são mantida na redução de escala, com isso a relação entre a superfície e os volumes internos de grão do material é maior em amostras do tamanho de reduzido e, portanto, os grãos de superfície afetam significativamente as propriedades do material.

Assim o movimento em grãos de superfície não está restrito como os grãos internos, (FU; CHAN, 2013), com isso a tensão de escoamento dos grãos internos deve ser similar à de um agregado cristalino comum. (BATALHA; CERVEIRA; SILVA, 2005) Figura 12.

A tensão de escoamento do material poderia ser expresso como:

$$\sigma(\varepsilon) = \alpha_s \sigma_s(\varepsilon) + \alpha_i \sigma_i(\varepsilon) \quad (2.11)$$

Onde: $\sigma_s(\varepsilon)$ e $\sigma_i(\varepsilon)$ são as tensões de escoamento da superfície e dos grãos internos, respectivamente. Elas são a função da tensão (ε). $\alpha_s + \alpha_i$ são as frações de volume (designadas por porcentagem) da superfície e grãos internos, e $\alpha_s + \alpha_i = 1$.

A fração volumétrica dos grãos de superfície é expressa como

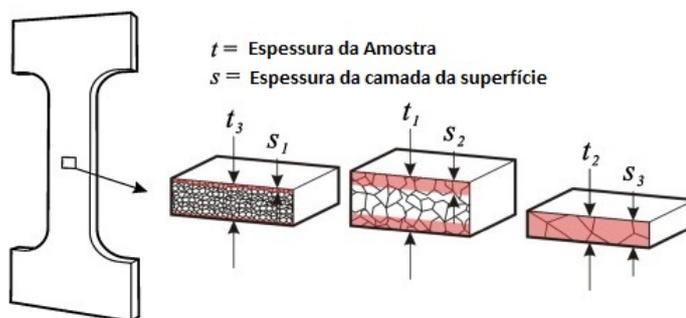
$$\alpha_s = \frac{2d}{t} \quad (2.12)$$

Onde: d é o tamanho do grão e t é a espessura da amostra. A fração volumétrica de grãos internos é:

$$\alpha_i = 1 - \frac{2d}{t} \quad (2.13)$$

Lai et al. (2008), Chan, Fu e Lu (2011) enfatizam que, conforme o tamanho de peça é reduzido, é observado que não há proporcionalidade entre as taxas de frações volumétricas dos grão da superfície e dos internos, representado na Figura 11.

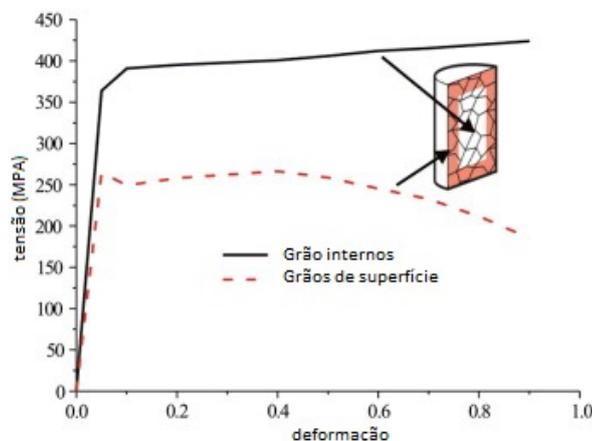
Figura 11 – Taxa de volume do grão de superfície para o grão interno.



Fonte: adaptado de Chan, Fu e Lu (2011).

Na Figura 12, veem-se as curvas de tensão x deformação calculada dos grãos internos e grãos de superfície. Essa diferença na curva é devido ao que o deslizamento do limite de grão que se torna dominante em alta tensão e os grãos de superfície têm menores restrições ao deslizamento.

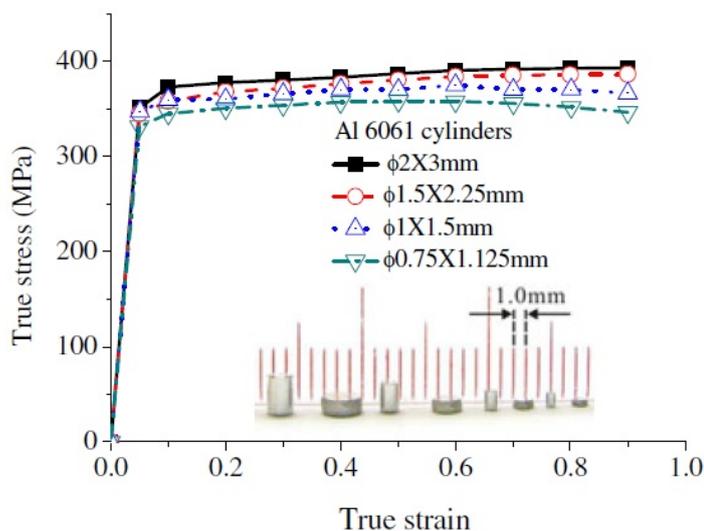
Figura 12 – As curvas de fluxo de tensão de grãos da superfície e grãos internos.



Fonte: adaptado de Chan, Fu e Lu (2011).

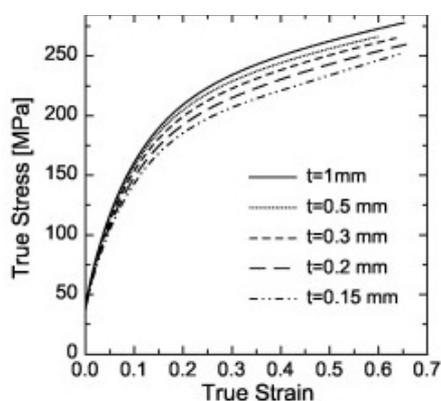
Segundo Chan e Fu (2011), Simons et al. (2006), observa-se que a limite de ruptura diminui com a redução do número de grãos na direção da espessura da amostra, observado na Figura 13. Isso resulta na redução do número de sistemas de deslizamento ativo e pode ser evidenciado no trabalho de Ran, Fu e Chan (2013) que faz a troca da espessura do material mantendo o mesmo tamanho de grão, como se vê na Figura 14. Como há menos dimples na fratura, estes acabam ficando grandes na microescala, o que pode ocasionar a fratura prematura (FU; CHAN, 2011). Observa-se que no trabalho de Weiss et al. (2002) existe a diminuição, mas ela não é acentuada. Com isso deve ser levada em consideração a repetibilidade de processos que diminui conforme é reduzida a escala (CHAN et al., 2010). Em um trabalho mais aprofundado de Chan e Fu (2011), é apresentado que a repetibilidade é devida à orientação dos grãos, que se tornam mais relevantes na microescala, e ao processo de microconformação submetido. Em Eichenhueller, Egerer e Engel (2007), é visto que a temperatura do processo influencia na repetibilidade das peças conformadas. Quando a temperatura de conformação esteve acima de 110°C a repetibilidade se tornou alta comparada a temperatura ambiente em peças conformadas de material CuZn15. Essa diferença é devido a ativação térmica de sistemas de deslizamento que não estão ativos à temperatura ambiente.

Figura 13 – As curvas do ensaio de compressão de diferentes tamanhos de amostras com grãos médios de $80\mu m$.



Fonte: adaptado de Chan, Fu e Lu (2011).

Figura 14 – Curva tensão - deformação do Cu recozido para diferentes espessuras de chapa com grãos de $120\mu m$, no ensaio de tração.

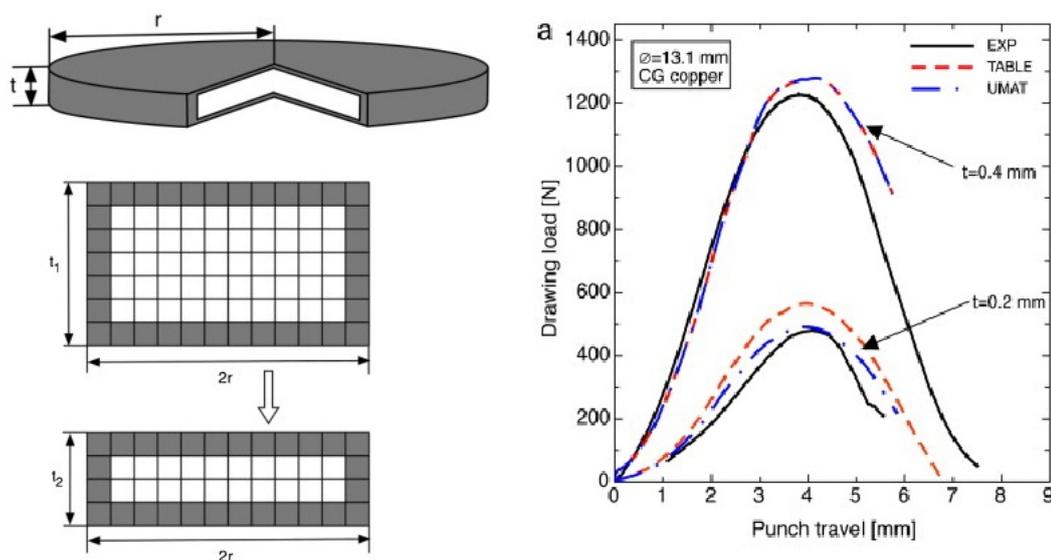


Fonte: adaptado de Engel e Eckstein (2002).

Em Molotnikov et al. (2012), outro efeito mostrado é a contribuição relativa do atrito à força necessária para processar a peça de trabalho. Isso é observado quando suas dimensões são reduzidas nos experimentos, com base no princípio de similaridade. Observa-se na Figura 15 que a força para estampabilidade deve ser maior para tamanhos maiores. Outro comportamento que deve fazer a força ser maior é devido ao aumento da dureza, que ocorre conforme aumenta-se a peça (FU; CHAN, 2011), isso devido à quantidade de grãos interiores.

Na Figura 15, há a comparação de curvas de carga-deslocamento de amostras experimentais e simuladas, para o material de cobre de grão grosseiro ($24\mu m$), nas dimensões de blank com diâmetro de 13,1 mm, espessuras de 0,4 mm e de 0,2 mm.

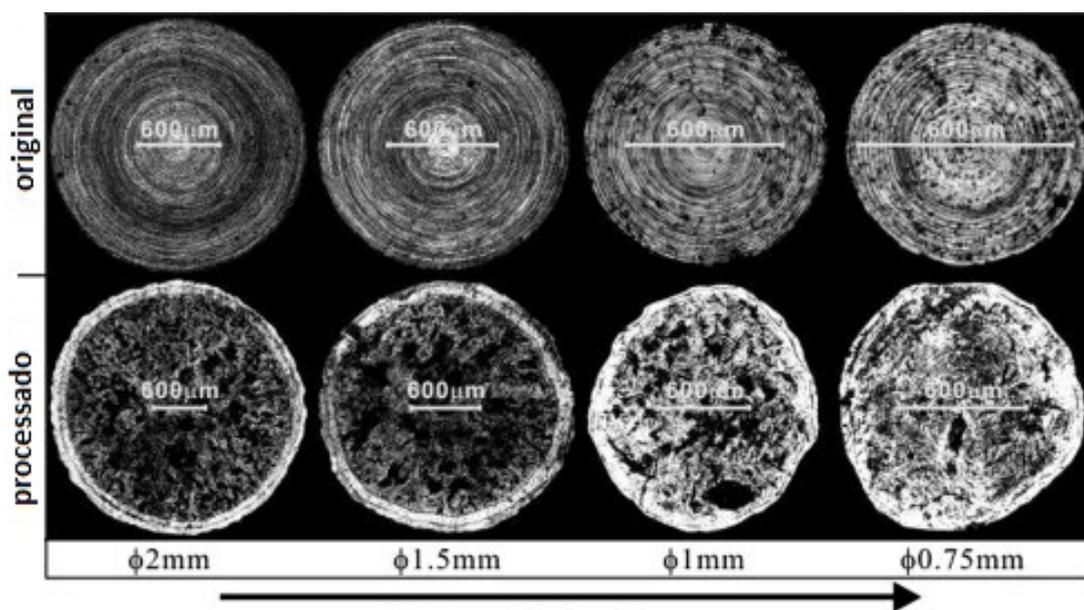
Figura 15 – Amostras comprimidas em diferentes escalas.



Fonte: adaptado de Molotnikov et al. (2012).

O comportamento do material não é homogêneo em microescala e percebe-se que a rugosidade aumenta conforme há diminuição da peça. Esse efeito é visto na Figura 16 (CHAN; FU; LU, 2011) que mostra que a forma das amostras de alumínio Al6061 comprimidas muda de forma circular a irregular conforme há redução da peça, com o mesmo tamanho de grãos. Eichenhueller, Egerer e Engel (2007) associaram a heterogeneidade do processo de compressão de microconformação à temperatura na deformação.

Figura 16 – Comparação de escala - material original com o comprimido



Fonte: adaptado de Chan, Fu e Lu (2011).

Ran, Fu e Chan (2013) mostram que quando se reduz a escala, a fratura por deformação plástica acaba sendo mais rápida depois de iniciada, mas a fratura é mais difícil de se formar em microescala.

Chan et al. (2010), Chan e Fu (2011), Chan, Fu e Yang (2012), Chan e Fu (2013), Fu e Chan (2013) realizaram pesquisas sistemáticas sobre a influência do efeito do tamanho no comportamento de deformação e na variação nos processos de microconformação em cobre. Em suas pesquisas, uma série de curvas de deformação e tensão são geradas por amostras reduzidas e a aplicabilidade dessas curvas são validadas por meio de experimentos e simulações. Em seus resultados, foram observados que a tensão de escoamento do material e o limite de resistência diminuíram com a redução da espessura da peça e a força de deformação também reduziu. As microestruturas das amostras de microcompressão mostram que o material tende a fluir de forma não homogênea. Outro ponto que deve ser observado é a atuação do lubrificante, que tende a ter uma menor atuação com a redução da peça, devido a redução das áreas de bolsas, pois menos lubrificante é preso no vales da rugosidade. Logo a relação entre o tamanho da área de contato e o tamanho da amostra aumentam com a miniaturização, o que leva ao aumento do atrito interfacial.

2.2.4 Influência do tamanho do grão

Grão ultrafino: Grão é um cristal isolado na matéria em estado sólido. De acordo com a Norma ASTM E-112-96, a classificação de grão se dá por padrões numéricos que são: para o aço de 1-3 (tamanho de grão 250 a 150 μm) é considerado aço de granulação grosseira; o aço de 4-6 (tamanho de grão 88 a 44 μm) é considerado um aço com granulação de tamanho médio; o aço de 7 a 8 (tamanho de grão 31 a 22 μm) é considerado como aço com grãos finos. O termo grão ultrafino é geralmente empregado para tamanho médio de grãos compreendidos na faixa de 1 a 2 μm ; o termo grão submicrométrico se refere a grãos situados entre 100 e 1000 nm e o termo grão nanométrico se refere a grãos com diâmetro médio inferiores a 100 nm (CALADO, 2012; ABAL, 2016)

Segundo Chan et al. (2010) e Messner et al. (1994), o tamanho do grão influencia nas propriedades do material, pois entende-se que a deformação plástica de um material metálico monocristalino deve-se ao escorregamento dos planos cristalográficos e consequente aumento da densidade de discordâncias.

Dificultar o movimento de discordâncias é dificultar o processo de deformação e isso acarreta, portanto, um aumento na resistência mecânica do material.

O contorno de grão interfere no movimento das discordâncias, devido as diferentes orientações cristalinas presentes, pois às direções de escorregamento das discordâncias variam de grão para grão. Portanto, aumentar a quantidade de contornos de grão dificulta o movimento das discordâncias. Uma das maneiras mais eficazes de se aumentar a quan-

tidade desses contornos é diminuir o tamanho dos grãos, diminuindo conseqüentemente sua área superficial individual. Isto implica aumentar a área total de interface entre os grãos e, por conseqüência, aumentar a resistência mecânica desses material. Na equação de Hall e Petch (Equação 2.14), se mostra que a resistência mecânica do material depende do diâmetro médio dos grãos:

$$\sigma = \sigma_o + k_y \cdot d^{(-1/2)} \quad (2.14)$$

Onde: d é o diâmetro médio dos grãos, enquanto σ_o e k_y são constantes do material.

Por meio dessa equação, verifica-se que a tensão de escoamento aumenta com a diminuição do tamanho do grão.

A diminuição do tamanho dos grãos também eleva a dureza de várias ligas, sendo possível escrever outra relação empírica da seguinte forma:

$$H_y = H_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (2.15)$$

onde: H_y é a dureza, d é o tamanho médio dos grãos e H_0 e k_y são constantes particulares do material.

Segundo Courtney (2005), k_y é a resistência que o contorno exerce contra a propagação das bandas de escorregamento. A expressão de Hall-Petch mostra claramente que quanto maior k_y , mais eficiente é o mecanismo da redução de tamanho de grão como intensificador da resistência mecânica. Na Tabela 1, pode-se ver o valor de k_y para o alumínio e outros materiais.

Tabela 1 – Valores do parâmetro k_y da expressão de Hall-Petch

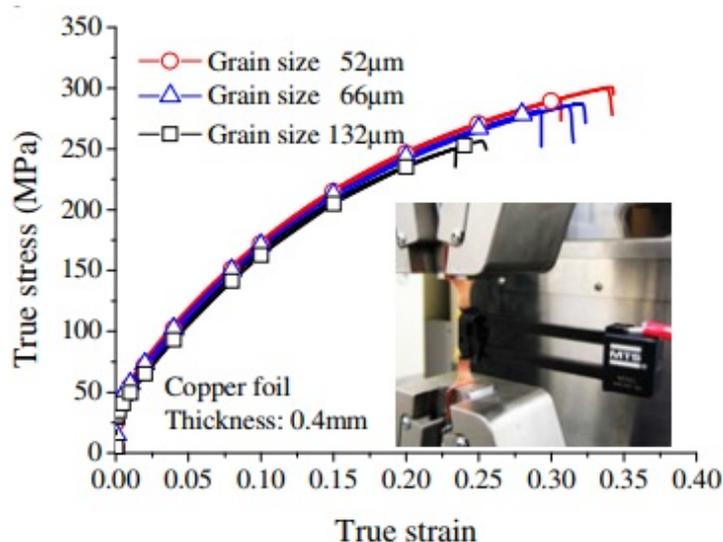
Material	Estrutura Cristalina	k_y ($MN/m^{3/2}$)
Fe Armco	CCC	0,583
Mo	CCC	1,768
Zn	HC	0,220
Mg	HC	0,279
Ti	HC	0,403
Cu	CFC	0,112
Al	CFC	0,068

Fonte: adaptado de Courtney (2005)

A mudança de tensão de escoamento com a variação do tamanhos de grão é mostrada na Figura 17. Pode-se ver que a tensão verdadeira diminui com o aumento do tamanho do grão. Também observa-se na mesma figura que a deformação verdadeira aumenta, conforme se reduz o tamanho dos grãos. O efeito do tamanho da geometria é

significativo apenas quando há menos de 10 grãos na seção transversal da amostra (VOL-LERTSEN et al., 2004). Esses fenômenos são causados pela diminuição do grão do efeito de fortalecimento da interface (LIU; HANSEN, 1997). O que é visto em Ran, Fu e Chan (2013) ocasiona uma fratura localizada nas regiões de concentração de tensões (quinas).

Figura 17 – Curva de tensão deformação para diferentes tamanhos de grãos.



Fonte: adaptado de Liu e Hansen (1997).

Em relação a estrutura de fratura segundo Ran, Fu e Chan (2013), os tamanhos dos dimples, na fratura são diferentes conforme o tamanho de grãos. No estudo, foi apresentado o material de latão que os grãos maiores obtiveram dimples mais alongados e maiores.

Outra alteração de propriedade é apresentada por Weiss et al. (2002), que mostra o coeficiente de expansão térmica (CTE), aumenta com a redução dos grãos. No trabalho, foi realizada a comparação de grãos em folhas de Cu por meio de um dilatômetro baseado em *speckle* a laser.

Outro ponto é que os tamanhos dos grãos afetam o comportamento do fluxo de material em processos de microformação. Na Figura 18, pode-se observar que a deformação não homogênea surgiu no caso com grãos grosseiros no processo de compressão no trabalho de Chan et al. (2010). A forma irregular da amostra comprimida é causada pelas características aleatórias de tamanho de grão, forma e orientação.

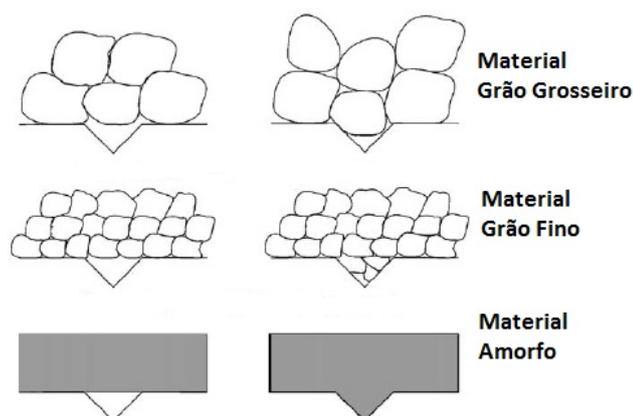
Figura 18 – Microestruturas dos cilindros de cobre originais e comprimidos com diferentes tamanhos de grãos.



Fonte: adaptado de Chan et al. (2010).

Na representação da Figura 19 de Vollertsen et al. (2004), é apresentada a comparação de materiais policristalinos e materiais amorfos. Nessa comparação, pode-se entender o comportamento de fluidez em detalhes de microescala.

Figura 19 – Representação da microconformabilidade do material policristalino e amorfo.



Fonte: adaptado de Vollertsen, Niehoff e Hu (2006).

No trabalho de Chan, Fu e Lu (2011), entende-se que há uma diminuição significativa na rugosidade das peças o que proporciona maior facilidade na fluidez dos processos de conformação em função da redução dos grãos, isso associado à capacidade de preenchimento de detalhes.

Em Fu, Yang e Chan (2013), foi realizada uma pesquisa da qual foram criados e fabricados diferentes moldes de microestampagem em tamanho diferente. O experimento de microestampagem foi realizado utilizando folhas de cobre puro com diferentes tamanhos de grãos: $15\mu m$ (Grão médios) até $100\mu m$ (grosseiros). Depois da estampagem foi examinada a qualidade do produto. Nesse trabalho, chegou-se à conclusão de que os grãos grandes nas folhas finas levam à deformação irregular e ao acabamento superficial áspero nos copos estampados e que a força de deformação é menor, pois o *blank* com menor número de grãos em sua espessura tem densidade relativamente baixa aos limites de grãos, resultando em menor restrição à deformação.

2.2.5 Interações de tamanho de peça e tamanho de grãos

Como já visto, o tamanho do grão e da peça tem grande influência nas propriedades do material e, algumas vezes, alteram suas propriedades inversamente. Assim para que se possa comparar, ou até mesmo estabelecer quais mudanças são as significativas, é necessário estabelecer razões de comparação (CHAN; FU, 2011; YUAN et al., 2012).

Em Chan e Fu (2011), o efeito de comparação é dado pela proporção tamanho da amostra para o tamanho do grão.

$$N = \frac{t}{D} \quad (2.16)$$

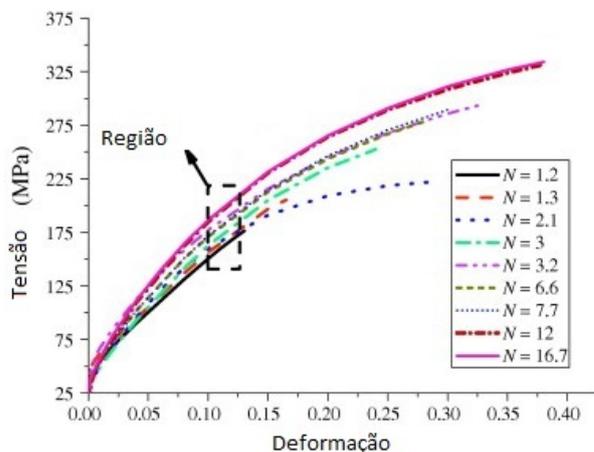
onde: t é a espessura da amostra e D o diâmetro médio do tamanho de grãos.

Assim, no trabalho, pode-se ver que nas curvas de esforço deformações médias são mostradas na Figura 20a, nelas observa-se que o limite de resistência e a deformação reduzem com a diminuição de N . A tensão de escoamento e o limite de resistência diminuem em uma proporção pequena quando há valor de N baixo.

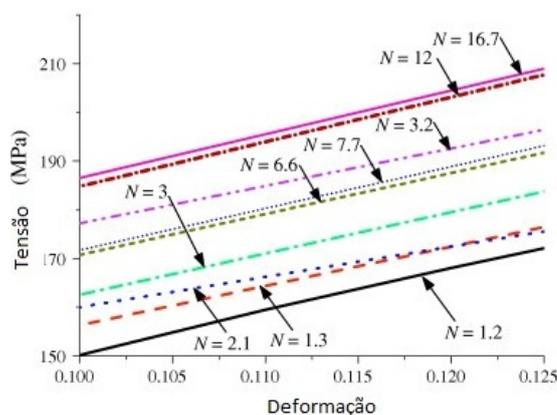
No trabalho de Fu e Chan (2011) para as amostras com uma pequena proporção de tamanho de amostra para tamanho de grão (N pequeno), na região da deformação apenas alguns dimples e trincas são observados na fratura. Os fenômenos podem ser abordados com base nos fatos de que o limite de grão atua como uma barreira ao movimento de deslocamento e a tensão concentra-se no limite de grão que leva à formação de dimples. Assim, conforme a fração volumétrica de contornos de grãos diminui com a redução da peça para o tamanho de grãos, ocorre a diminuição do número de dimples. Quanto menor for a amostra, o tamanho do grão tende a se aproximar do tamanho da amostra. No estudo, há um caso extremo, com apenas cerca de um grão ($N = 1.2$) na direção da espessura, e nele foi observada a ausência de dimples. Neste caso, o sistema de deslizamento do processo de deformação ocorreu por outro meio, sendo ativado pelo grão (forma, tamanho e orientação).

Figura 20 – Curva de tensão x deformação para diferentes relações de N. Comparação de curvas do material cobre com variações de grão 286 μ m a 36 μ m de diâmetro e corpos de prova com variações de espessuras de 0,6mm e 0,1mm.

(a) Curva tensão deformação verdadeira do ensaio de tração (CU).



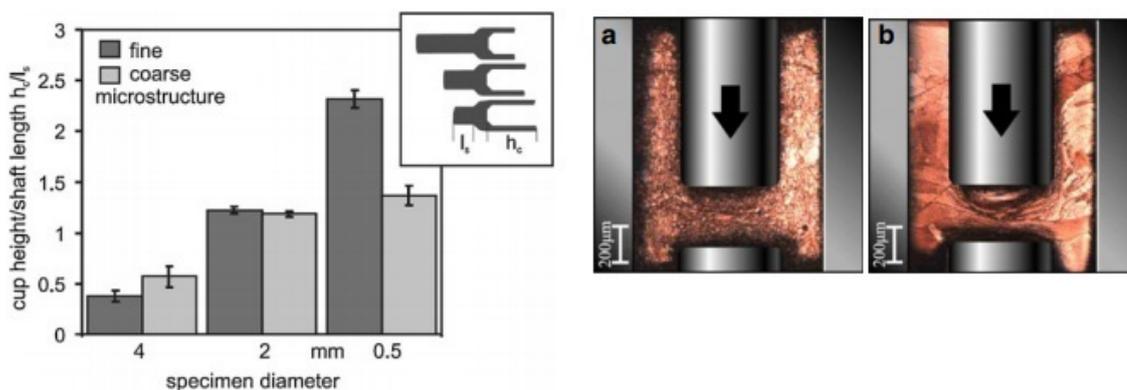
(b) Região ampliada.



Fonte: adaptado de Fu e Chan (2011).

O comportamento de fluxo de processo também é bem alterado com a diminuição de grãos como visto na Figura 21, mas só é notado com maior relevância em microescala. Isso pode ser atribuído ao fato de que o tamanho do grão grosseiro é maior do que a espessura da parede do copo e a fricção interfacial é aumentada. Com isso, o material de grãos finos tem maior tendência a fluir, e como visto da Figura 21, o material de 0.5mm se destaca com maior fluidez. (LIU; HANSEN, 1997)

Figura 21 – Resultados experimentais de processo de extrusão do material de cobre com diferentes tamanhos de grão (a-20 μ m b-150 μ m) e diferentes tamanhos de peças.



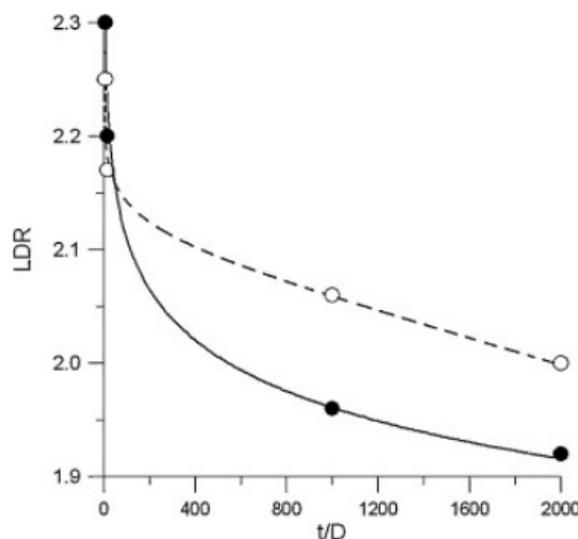
Fonte: adaptado de (LIU; HANSEN, 1997).

No trabalho de Liu et al. (2011), se estudo o retorno-elásticos e suas proporcionalidades. Nele, o ângulo de retorno do ensaio de flexão em corpos de prova de cobre não variou de forma uniforme com relação t/D. Mas quando a diferença de espessura das fo-

lhas dos corpos de prova eram pequena, o ângulo de retomada aumentava continuamente com a relação t/D decrescente. Quando a diferença de espessura é grande, a espessura da folha se torna fator dominante que afeta o ângulo de retorno. Em outras palavras, o ângulo de retorno do ensaio de flexão aumenta com a diminuição da espessura da folha. Isso é coerente a teoria de flexão convencional usada na flexão de macro-escala.

No trabalho Molotnikov et al. (2012), foi realizado o estudo com material cobre, na comparação de escala e na comparação de grãos finos $0,5\mu m$ e médios $24\mu m$, no processo de estampagem rasa experimentalmente e por meio de simulação. Os resultados apresentados foram que a relação entre tamanho de grão e a dimensão da peça são o que controla a ocorrência de efeitos nas peças tanto em termos da carga máxima exigida quanto da razão limite de estiramento. A redução da espessura do blank leva a uma redução significativa na carga máxima de estiramento e para a relação t/D mais baixa, é necessária uma força menor para estampar (Figura 15), também apresentado na relação do limite de estiramento com N da Figura 22, que mostra como aumento de N , o limite de estiramento ($LDR = DS_{final}/DP$), gradualmente tende a quase-saturação.

Figura 22 – Relação do limite de estiramento com N ($N = t/D$).



Símbolos fechados - valores experimentais; símbolos abertos - valores previstos pela simulação

Fonte: adaptado de Molotnikov et al. (2012).

2.2.6 Resumo - Efeito de tamanho - comportamentos de deformação afetados no processo de microconformação

A seguir, os principais aspectos observados sobre o efeito de escala tanto do corpo de prova ou peça a ser deformada quanto da variação do tamanho de grão:

- **Tensão de escoamento:** reduz com a diminuição do tamanho da peça e o aumento do tamanho do grão;
- **Limite de ruptura:** reduz com a diminuição do tamanho da peça e o aumento de tamanho do grão em testes de tração de chapa metálica e fio;
- **Recuperação elástica:** aumenta com a proporção decrescente da espessura da peça em relação ao tamanho do grão;
- **Comportamento de fluidez:** aumenta com a diminuição do grão;
- **Rugosidade da superfície:**, aumenta com o diminuição do tamanho da peça e reduz com a diminuição do tamanho de grão;
- **Repetibilidade:** A dispersão das propriedades medidas do material aumentam com a diminuição do tamanho da peça e o aumento do tamanho do grão , que é o resultado das diferentes propriedades de grãos individuais e menos grãos na peça de trabalho;
- **Dureza:** aumenta com a diminuição dos grãos e diminui com a diminuição da peça.

Assim, nas pesquisas de microconformação, muitos trabalhos anteriores são basicamente focados em comportamentos de escoamento de material no processo com a consideração do efeito de tamanho, mas apresentam a redução em somente um plano, reduzindo as espessuras das amostras. Poucos esforços são fornecidos para explorar a fratura e seu mecanismo de formação nesse processo e também para estudo de produtos finais da microconformação. No que se refere aos comportamentos de escoamento e deformação, as pesquisas pioneiras incluem a exploração realizada por (PAWELSKI, 1992), onde apresentou que as regras para a macroformação não são totalmente aplicáveis na fabricação das peças reduzidas usando o mesmo processo.

2.3 DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA

Deformação plástica, entende-se como regime de deformação em que ocorre mudança dimensional, quando se excedem os limites de deformação elástica do material (CALLISTER, 2007).

Efetiva-se por meio de dois processos fundamentais: deformação por escorregamento (resultante de esforços de cisalhamento) e deformação por maclação (CHIAVERINI, 1986a; ETTORE et al., 1997).

A característica mais importante na DPS é a possibilidade de se obter uma microestrutura de grão ultrafina, no regime submicrométrico de $1\mu m$ até dezenas de nanômetros

dependendo do material e do processamento. Essas microestruturas dão origem a fenômenos como o de superplasticidade e elevada tensão de escoamento (TOTH; GU, 2014).

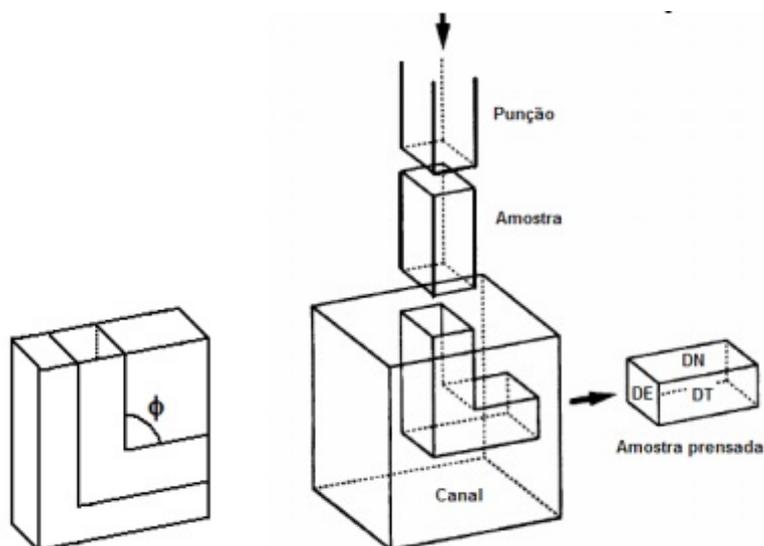
As técnicas de deformação plástica severa têm como objetivo a produção de grãos ultrafinos pela aplicação de elevadas deformações plásticas. As principais técnicas de DPS são: Extrusão em Canal Angular (ECA), Junção por laminação acumulada (JLA) e torsão sob alta pressão (TAP). Sendo que a deformação equivalente acumulada necessária para se obter grãos em escala submicrométrica para a maioria dos materiais está na ordem de 4 a 6. (CALADO, 2012)

2.3.1 Extrusão de canal angular (ECA)

O processo para obtenção dos grãos ultrafinos deste trabalho é o ECA.

O processo consiste em pressionar o material ao longo de dois canais de mesma seção transversal que se encontram formando um ângulo qualquer ϕ usualmente igual a 90° ou 120° representado na Figura 23. Como a seção é constante, é possível repetir o processo acumulando a deformação (QING; XINGMING, 2006).

Figura 23 – Esquema de Processo ECA.



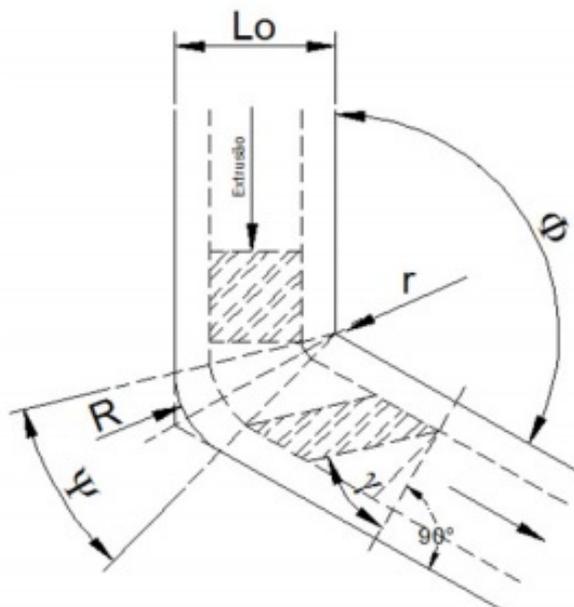
Fonte: adaptado de Valiev e Langdon (2006)

A magnitude da deformação equivalente em cada passe é determinada pela Equação 2.17, que relaciona os ângulos entre os canais da matriz com a deformação equivalente. Na Figura 24, podem-se observar os ângulos. Para calcular a deformação equivalente com $\Psi \neq 0^\circ$, utiliza-se a Equação 2.17 (IWAHASHI et al., 1996).

$$\varepsilon_{eq} = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2\cos\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi\operatorname{cosec}\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) \right] \quad (2.17)$$

onde: N é número de passes, ϕ é o ângulo entre canais e Ψ ângulo externo.

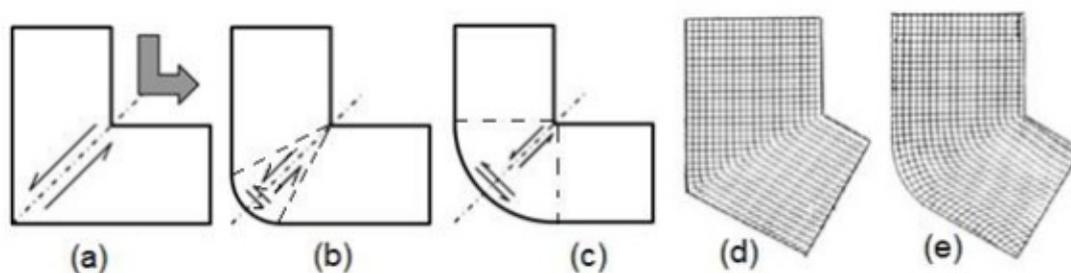
Figura 24 – Esquema de Processo ECA - Geometria do canal com detalhe da zona de cisalhamento.



Fonte: adaptado de Springer et al. (2013).

Aumentando o ângulo externo Ψ , uma região em forma de leque (contorno tracejado das Figura 25b e Figura 25c) e um segundo plano de cisalhamento (perpendicular ao plano de cisalhamento da Figura 25a) são criados e cuja deformação se torna mais heterogênea (VALIEV; LANGDON, 2006), pois o esforço deixa de ser o de cisalhamento simples e se torna mais complexo. Por outro lado, a tensão necessária para que o metal seja deformado nessa região diminui (SEGAL, 1999). A representação da deformação em forma de malha na matriz, variando-se o ângulo Ψ , é mostrada nas Figura 25d e Figura 25e.

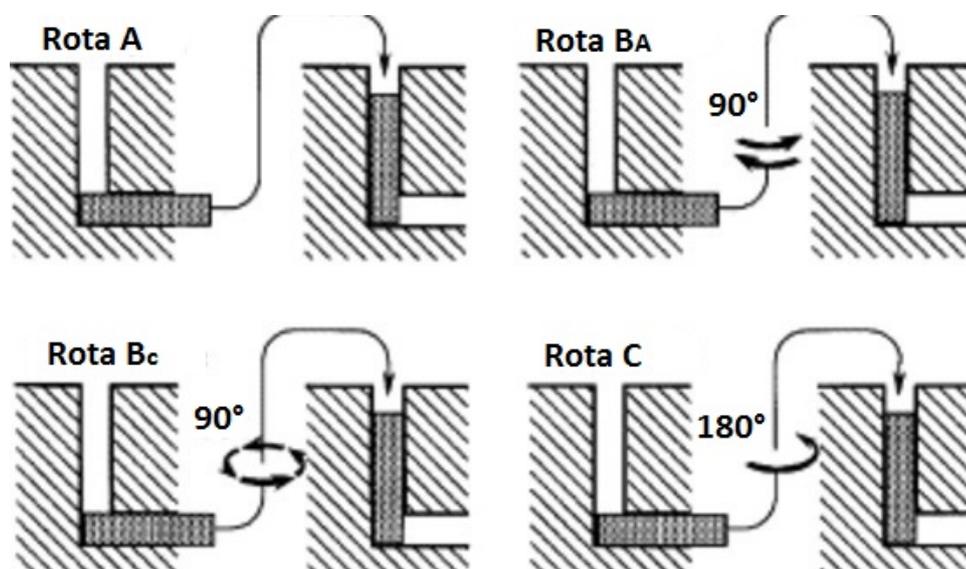
Figura 25 – Influência do ângulo externo Ψ na distribuição da deformação ao longo da espessura do tarugo na deformação por ECA.



Influência do ângulo Ψ no grau de deformação na região principal de cisalhamento para (a) $\Psi=0^\circ$, (b) $\Psi=45^\circ$ e (c) $\Psi=90^\circ$ e malhas de deformação para 1 passe ECA para $\phi=120^\circ$, (d) com $\Psi=0^\circ$ e (e) com $\Psi \neq 0^\circ$ Fonte: adaptado de Segal (1999)

Para se atingirem grandes deformações acumuladas, devem ser executados vários passes repetidamente e a orientação da peça pode ser alterada entre passes sucessivos denominados como rotas que serão detalhados a seguir. Dessa forma, diferentes sistemas de escorregamento e direções estarão envolvidos (SEGAL, 1999). Existem quatro rotas de processamento básicas em ECA que, devido aos vários sistemas de deslizamento envolvidos, acarretam diferenças significativas nas microestruturas produzidas (VALIEV; LANGDON, 2006). Para cada rota escolhida existe uma forma de reposicionamento da peça na matriz nos passes subsequentes, como é mostrado na Figura 26

Figura 26 – As quatro rotas fundamentais para o processo ECA

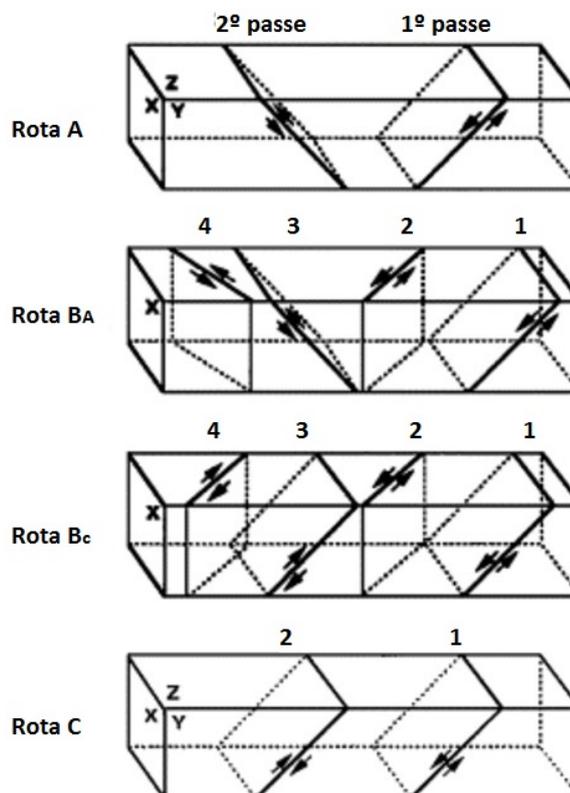


Fonte: adaptado de Nakashima et al. (2000)

A (mantém-se a mesma posição de entrada nos sucessivos passes), BA (a peça sofre giros a 90 graus nos sentidos horário e anti-horário alternadamente a cada passe), BC (o mesmo sentido de rotação de 90 graus é imposto a cada passe) e C (giro de 180 graus a cada passe).

A escolha da rota implica a seleção de diferentes planos de escorregamento. Durante o primeiro passe, a peça é alongada segundo o primeiro plano de cisalhamento, mas as direções das deformações subsequentes podem ser alteradas dependendo da rota escolhida. A Figura 27 apresenta os efeitos (planos de cisalhamento) devido às rotas.

Figura 27 – Os sistemas de deslizamento vistos nos planos X , Y e Z para passagens consecutivas usando as rotas de processamento A, B A , B C e C



Fonte: adaptado de Valiev e Langdon (2006)

A severidade de deformação é função do ângulo ϕ , normalmente 90° ou 120° , mas também é muito importante o ângulo Ψ , que determina a homogeneidade da deformação. Um fator importante na distribuição da deformação é o efeito conhecido como “corner gap”, que leva o tarugo a se afastar da parede externa do canal, e assim se afastar do modo de deformação por cisalhamento e se aproximar do modo de dobramento.

Durante a passagem pelo canal, o material é sujeito a cisalhamento simples, pois a deformação é imposta pelos passes da matriz, sendo o funcionamento dos sistemas de deslizamento durante a operação de prensagem e os consequentes padrões de cisalhamento que se apresentam nas amostras (VALIEV; LANGDON, 2006).

Segundo Rollet e Wright (1998), o processo de endurecimento do material durante a passagem na matriz do ECA é dividido em etapas:

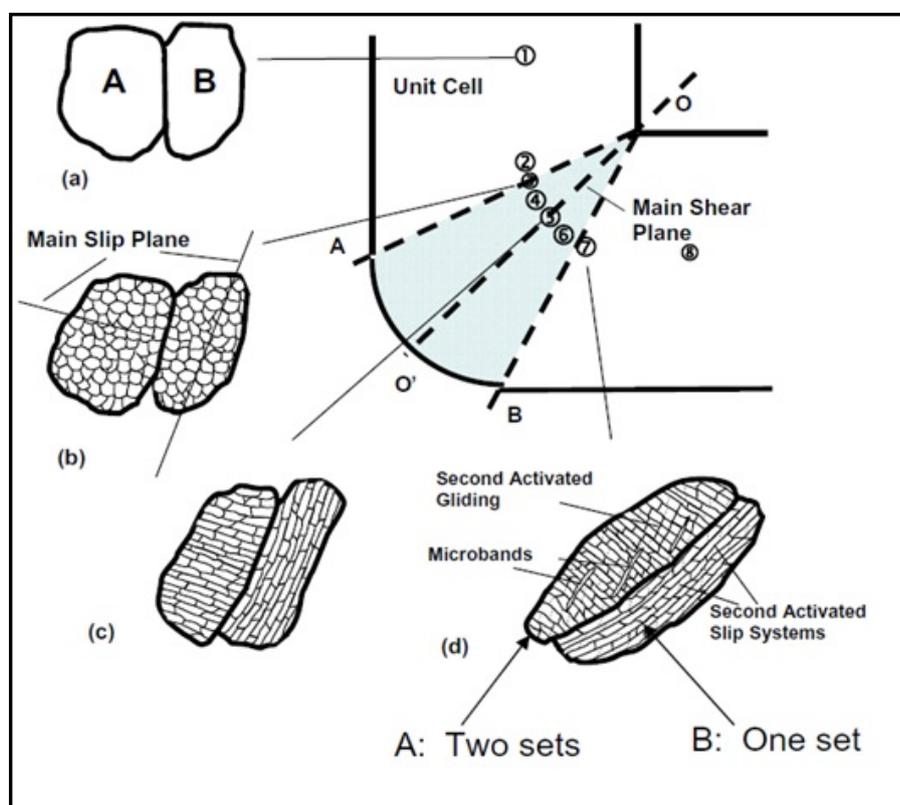
- Estágio I - A taxa de endurecimento é praticamente desprezível e está associada ao simples deslizamento das discordâncias (*single slip*), aparecendo apenas monocristais;
- Estágio II - A taxa de endurecimento é aumentada e está associada a deslizamentos em diferentes direções, fazendo com que os grãos tendam a deslizar uns sobre os

outros, rompendo-se e formando grãos menores. Esse estágio é praticamente independente da temperatura ou da taxa de deformação;

- Estágio III - Nesse estágio, a taxa de endurecimento é decrescente, associada com processos de recuperação dinâmica, deslizamento cruzado (cross slip). Segundo Langdon (2007), esse estágio é mais influenciado pela temperatura e velocidade de deformação;
- Estágio IV - Velocidade de endurecimento constante e tendendo a se estabilizar.

Na Figura 28, ECA apresenta no item (a) dois grãos com diferentes orientações de cristal, (b) ambos os quais formam subestruturas celulares no início da extrusão, mas antes de se aproximarem do plano de interseção (c). O grão A formou uma camada de subtransferências não alinhadas com o plano central (principal) de cisalhamento simples, enquanto o grão B formou uma camada de subtransportos alinhados com ele. (d) Depois de passar pela zona de deformação, ambos os grãos formam subtransportantes em planos deslizantes alinhados de perto com o plano de interseção (isto é, planos de deslizamentos ativos). Para o grão A, isso significa que dois conjuntos de subboundários se cruzaram formaram pelo final da extrusão, mas para o grão B, apenas um (XUE et al., 2007).

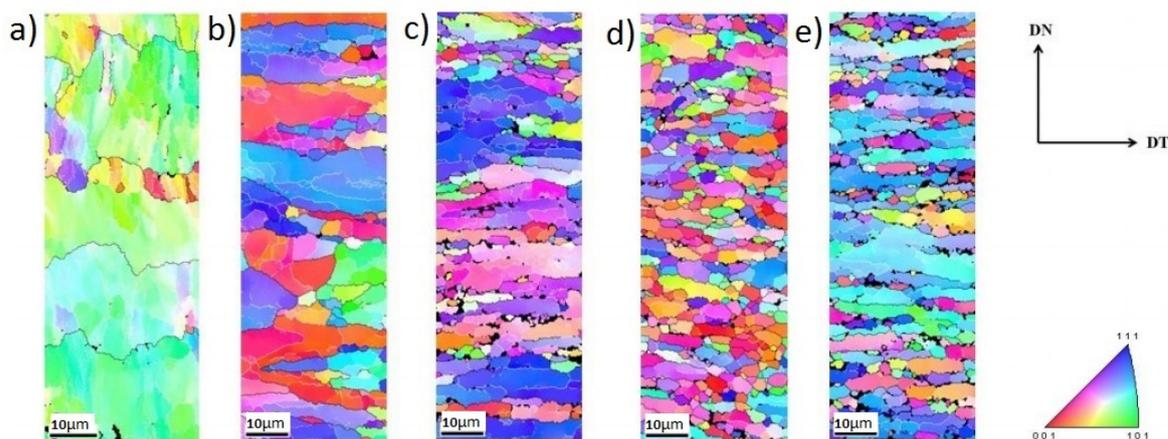
Figura 28 – Evolução do processo de endurecimento do mecanismo de refino de grão por deformação plástica severa.



Fonte: adaptado de Beyerlein e Tóth (2009)

O efeito mais evidente no processo, como já mencionado, é o refino de grão, exemplificado na Figura 29. Valiev e Langdon (2006) sugerem que os principais mecanismos responsáveis pela redução do tamanho de grão se dão a partir da fragmentação e rotação dos grãos.

Figura 29 – Mapa da orientação da seção transversal da deformação via ECAP. (MEV/EBSD). Liga de alumínio AA1070.



(a) 1° passe; b) 2° passe; c) 3° passe; d) 4° passe; e) 5° passe - Fonte: adaptado de Mendes et al. (2014)

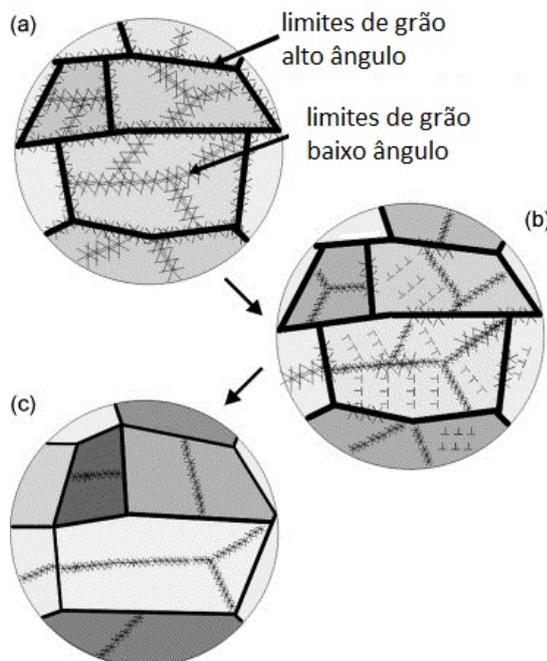
O mecanismo ou evento de fragmentação dos grãos grosseiros é ocasionado pela deformação. Nos primeiros passes de deformação, a microestrutura é caracterizada por uma elevada fração de contornos de baixo ângulo, pois nos estágios iniciais de refinamento são desenvolvidas estruturas de células de discordâncias com contornos de grãos de baixo ângulo, que se encontram em estado de não equilíbrio. (WANG et al., 2010)

Com o aumento do número de passes, esses arranjos são particionados em células com orientação cristalográfica inicialmente similar à do grão inicial (QU et al., 2009). Com o aumento da deformação, discordâncias são formadas e são atraídas às paredes de células. Isso leva ao aumento do ângulo α que os fragmentos formam entre si e que se transformam em subgrãos e, com o aumento da deformação, em grãos de dimensões submicrométricas (XUE et al., 2007). Esse processo de subdivisão de grãos pode continuar levando a múltiplas gerações de grãos de tamanhos cada vez menores, até que o mecanismo de deslizamento de deslocamento, que causa a rotação de planos cristalográficos, deixe de operar. Isso ocorre quando os limites dos grãos não mais atuam como obstáculos impenetráveis aos deslocamentos, pois as deslocações que chegam às fronteiras dos grãos são acomodadas ali com o auxílio da difusão dos limites dos grãos. (BOUAZIZ et al., 2010).

Usualmente, classificam-se os contornos em subcontornos ($\alpha < 15^\circ$) e contornos de grão propriamente ditos ($\alpha > 15^\circ$). (BEYERLEIN; TÓTH, 2009; XUE et al., 2007)

A Figura 30 mostra a transformação de paredes celulares difusas em limites de grão de baixo ângulo que, após o aumento das desorientações, são convertidos em alto ângulos.

Figura 30 – Esquema da evolução microestrutural durante ECA:



(a) contornos difusos de baixo ângulo predominando após poucas passagens, (b) estado de transição de contornos de baixos para altos ângulos, (c) microestrutura estabilizada. - Fonte: adaptado de Maier et al. (2006)

2.4 PROPRIEDADES DO ALUMÍNIO

O alumínio possui estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). O átomo de alumínio tem raio atômico de 143pm. Essas características conferem a esse metal a capacidade de reter em solução sólida, devido à diferença de diâmetros, elementos que entram em solução como cobre, magnésio, silício, entre outros, de forma a garantir um endurecimento eficiente por solução sólida (ANTENOR, 2011; ABAL, 2016).

A combinação do alumínio com os diversos elementos resultou numa gama ilimitada de ligas, porém para as ligas trabalháveis mecanicamente, a separação foi determinada segundo as normas ASTM, de forma que ligas com elementos químicos atuantes fossem agrupadas, sendo criados grupos e séries de ligas com características físico químicas mais aproximadas. Essa classificação leva em conta efeitos como modificações microestruturais e composição química, sendo classificadas em trabalháveis, isto é, deformáveis a quente e a frio; e ligas de Fundição, as quais, em razão da grande adição de elementos de liga, apresentam baixa capacidade de deformação (ASSOCIATION et al., 1984). No caso das ligas trabalháveis, estas se subdividem em duas categorias:

- a) Ligas não tratáveis termicamente: são as liga cujo aumento das propriedades mecânicas se consegue somente por deformação plástica a frio, somente devido ao encruamento do material. (São as ligas das séries 1XXX, 3XXX, 5XXX e 8XXX) e;
- b) Ligas tratáveis termicamente: são as ligas cujo aumento significativo das propriedades mecânicas por meio de precipitação de partículas de segunda fase, atuam como barreiras à movimentação de discordâncias aumentando a resistência da liga (endurecimento obtido através de solubilização seguido de envelhecimento) (São as ligas das séries 2XXX, 4XXX, 6XXX e 7XXX).

A liga AA1050, considerada comercialmente como alumínio puro, possui impurezas controladas. As principais são o ferro (até 0,25%) e o silício (até 0,40%) (TOTTEN; MACKENZIE, 2003). Outros elementos como cobre, manganês e magnésio também podem estar presentes, porém em menor quantidade (cada elemento até 0,05%), sendo que o total de impurezas não deve ultrapassar o valor de 0,50% para garantir o valor mínimo Al de 99,50% na liga. O aumento de impureza está diretamente ligado à resistência mecânica (ASSOCIATION et al., 1984). O ferro e o silício possuem baixa solubilidade no alumínio abaixo de 400° C. Na temperatura ambiente, esses elementos presentes na liga AA1050 se encontram na forma de precipitados geralmente $Al_{12}Fe_3Si$, Al_3Fe ou $Al_9Fe_2Si_2$. A distribuição e tamanho dessas partículas dependem da rota de processamento empregada.

Tabela 2 – Normas Equivalentes da ABNT (ASTM): 1050

Alemanha (DIN)	Al 99,5
Itália (UNI)	P-Al-P 99,5
França (NF ou AIR)	A5
Inglaterra (BS)	1B

Fonte: adaptada de Association et al. (1984)

O alumínio tem relação da resistência mecânica (σ) por peso específico (ρ) (σ/ρ) mais favorável quando comparado a ligas ferrosas. Entre as vantagens do uso do alumínio, podem-se citar: a sua alta resistência à corrosão; a formação de sais incolores na superfície, sem manchar ou descolorir produtos com os quais está em contato, não produz reação tóxica; possui boa condutividade térmica e elétrica; alta refletividade, tanto para o calor, como para a luz; pode ser facilmente trabalhado em qualquer forma e aceita uma grande variedade de acabamentos superficiais (ABAL, 2016).

Uma das mais notáveis propriedades mecânicas do alumínio é a sua ductilidade. Por ser um metal de estrutura CFC com energia de falha de empilhamento alta, o alumínio, diferentemente do esperado para metais com essa estrutura, forma subestruturas de discordâncias e sub-grãos por recuperação dinâmica ao sofrer grandes deformações, mesmo a temperatura ambiente (ABAL, 2016).

Estampabilidade/Conformabilidade

Embora apresente grande ductilidade, a anisotropia do alumínio não favorece a sua conformabilidade sob a forma de chapas. O parâmetro de Lankford (LEE et al., 2001), ou r , das chapas de alumínio, se situa entre 0,7 e 0,8, ao passo que o Aço e outros metais CCC apresentam o mesmo parâmetro acima de 1,0. O coeficiente de anisotropia planar, ou Δr , do alumínio é relativamente alto, em torno de 0,6. Essas características se devem à estrutura cristalina apresentada pelo alumínio e pela maneira como ele é processado convencionalmente, que resulta em uma textura não favorável. Durante a estampagem profunda, defeitos como orelhas e furos têm grande ocorrência. (HAN et al., 2002).

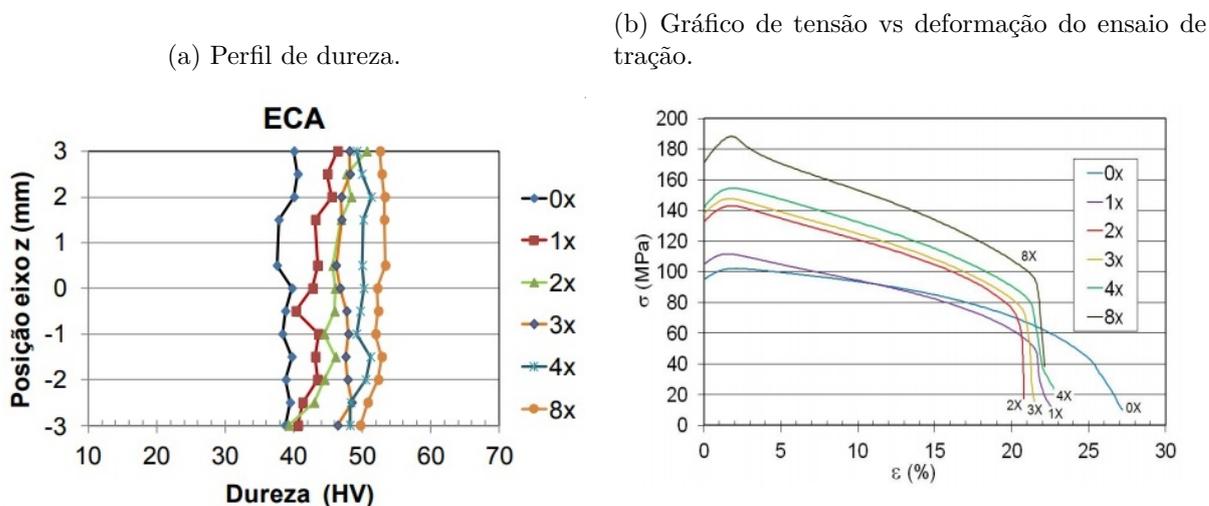
2.4.1 Propriedades mecânicas do alumínio e a influência do tamanho de grão.

Como já apresentado, os processos DPS se obtêm grãos ultrafinos, que modificam algumas propriedades do alumínio.

Na Tabela 1, observa-se que Al tem valor muito pequeno de k_y (constante do material) (COURTNEY, 2005); logo, necessita de grande redução de tamanho de grão para exibir um apreciável valor de endurecimento por contornos internos, daí a necessidade de processamento DPS. Esse raciocínio explica também por que a maioria dos trabalhos em DPS são realizados sobre Al e suas ligas. (MEYERS; MISHRA; BENSON, 2006)

Em Vega et al. (2014), foi estudada a deformação por ECA no alumínio Al1050. As figuras 31a e 31b mostram a diferença das propriedades conforme o refino dos grãos. Observa-se que a dureza, a resistência mecânica, o limite de escoamento aumentam conforme o refino dos grãos é feito pelos passes do ECA, na Figura 31a e na Figura 31b. A deformação ECA, inicialmente, causa na microestrutura a formação de bandas de deformação e de cisalhamento que, após sucessivos passes, dão origem aos contornos de grãos geometricamente necessários. Na Figura 31a, as amostras de passes iniciais (1x e 2x) apresentaram um gradiente de deformação da superfície superior quando comparados ao inferior da chapa, mas a partir do 3º passe ocorreu uma distribuição mais homogênea da deformação.

Figura 31 – Gráficos de perfil de: Dureza e respectivas curvas tensão x deformação após a deformação por ECA no alumínio 1050.



Fonte: Vega et al. (2014)

O trabalho de Chinh et al. (2004), faz uma relação constitutiva para a deformação homogênea de metais em uma grande faixa de deformação, em seu estudo utilizou Al e Cu no processo de ECA.

Partindo da equação de Hollomon 2.18, primeira equação útil para descrever as curvas de tensão-deformação e da equação de Voce 2.19, que corrige a saturação da $\sigma - \varepsilon$ da equação de Hollomon.

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^m \quad (2.18)$$

Onde: as constantes σ_0 , K e m dependem do material e da temperatura de teste.

$$\sigma_{sat} - \sigma \cdot \sigma_{sat} - \sigma_0 = \exp \varepsilon \cdot \varepsilon_c \quad (2.19)$$

Onde: σ_{sat} , σ_0 e ε_c também são constantes dependendo do material e da temperatura.

Os estudos de Chinh et al. (2004) apresentaram uma equação funcional, onde $(\sigma - \varepsilon)$ podem ser ajustados por uma relação constitutiva, Equação 2.20, que fornece um ajuste bom em todas as temperaturas:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_1 \left(1 - \exp \left[-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_c} \right]^n \right) \quad (2.20)$$

Onde: σ_0 , σ_1 , ε_c e o expoente n são parâmetros de ajuste e a deformação ε é tomada como a quantidade absoluta de tensão relativa ao estado inicial. Fisicamente, a primeira constante, σ_0 , é a tensão de atrito relacionada ao início da deformação plástica, que é

então descrita pelos três parâmetros de ajuste, σ_1 , ε_c e n . Os valores desses parâmetros para o alumínio são apresentados na Tabela 3.

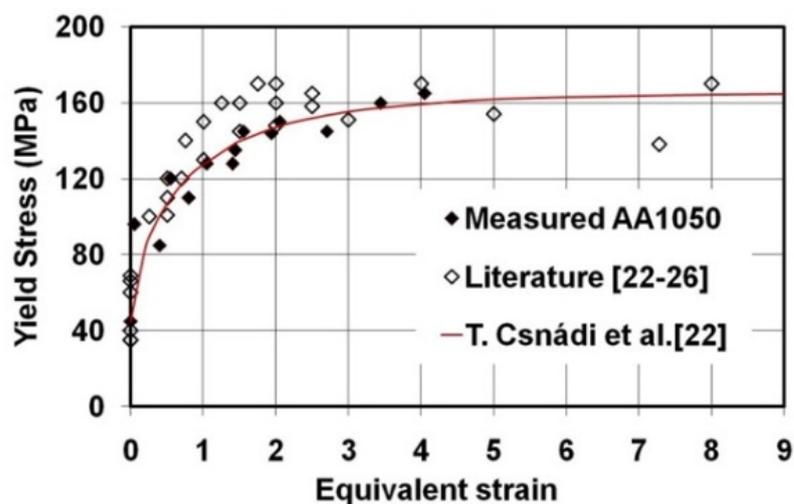
Tabela 3 – Parâmetros da Equação 2.20 Constitutiva obtido pelo ajuste dos dados de tensão-deformação

Metal	σ_0 (MPa)	σ_1 (MPa)	ε_c	n
Al	21	101	0,79	0,69

Fonte: (CSANÁDI et al., 2011)

Na Figura 32 mostra os dados σy experimentais para AA1050 Al, juntamente com os dados da literatura (CHINH et al., 2004) relativos ao relacionamento de fluxo dado pela Equação 2.20.

Figura 32 – Comparação entre a equação constitutiva de CSANÁDI et al, (2001) e resultados de limite de escoamento após a deformação plástica severa no alumínio AA1050.



Fonte: (KLIAUGA et al., 2017)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAL DE ESTUDO

O material utilizado foi o Alumínio liga AA1050 na forma de chapas, obtidas por processo TRC (*Twin Roll Caster*) que foram cedidas pela Companhia Brasileira de Alumínio-CBA. A Tabela 4 apresenta a composição normalizada (comercial) e a Tabela 5 composição analisada por espectrometria óptica, no equipamento espectrômetro AMETEK SPECTROMAXX, modelo LMF05, no Laboratório de Materiais da Fatec-Sorocaba.

Tabela 4 – Composição nominal da liga de alumínio AA 1050.

Composição química da liga de alumínio comercial AA 1050.								
	Alumínio	Silício	Ferro	Cobre	Manganês	Magnésio	Zinco	Titânio
Composição Química [%]	99,50	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05

Tabela 5 – Composição química do material utilizado neste trabalho.

Composição química da liga de alumínio fornecida								
	Alumínio	Silício	Ferro	Cobre	Manganês	Magnésio	Zinco	Titânio
Composição Química [%]	99,70	0,081	0,185	0,012	0,003	0,003	0,02	0,012

3.2 MÉTODOS

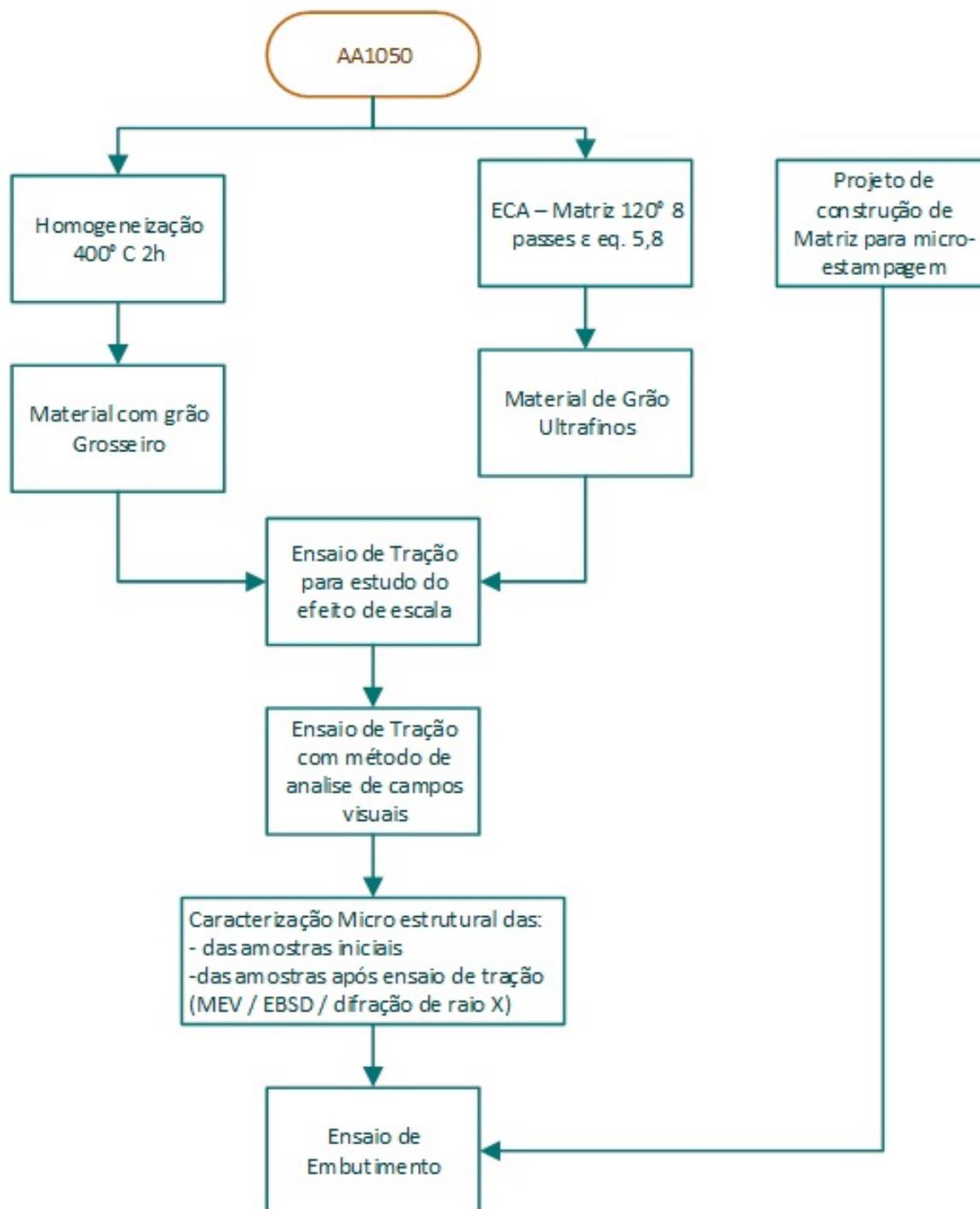
O trabalho é dividido em duas partes de acordo com a Figura 33:

- Material - Preparação, caracterização e ensaios de escala;
- Ferramental -Projeto e construção.

A primeira etapa do trabalho foi a homogeneização do material, que foi realizada à temperatura de $400^{\circ}C$ por 2h, descrito no item 3.2.1. Em paralelo, foram cortadas chapas para o processo de ECA com dimensão retangular de 7x25mm e, logo em sequência, realizado o processo do ECA, descrito no item 3.2.2. Após obtenções dos materiais de grão finos e de grãos grosseiros, foram realizados os cortes por eletroerosão dos corpos de prova, para o ensaio de tração 3.2.3 e para o ensaio de método de análise de campos visuais 3.3. Com as amostras ensaiadas foram realizadas as caracterizações microestruturais por MEV, EBSD e DRX 3.4. A segunda etapa tem início como os cálculos do projeto ferramental da matriz, descritos no item 3.5. Com a ferramenta construída e as caracterizações dos

materiais realizadas, foi feito o ensaio de embutimento (estampagem) descrito no item 3.6.

Figura 33 – Fluxograma do procedimento/experimento deste trabalho.



Fonte: Elaborada pelo autor

Denominados os códigos para diferenciação de tamanho de grão como materiais de **Grãos Grosseiros** (GG) e **Grãos Finos** (GF).

3.2.1 Preparação do material - Grãos Grosseiros

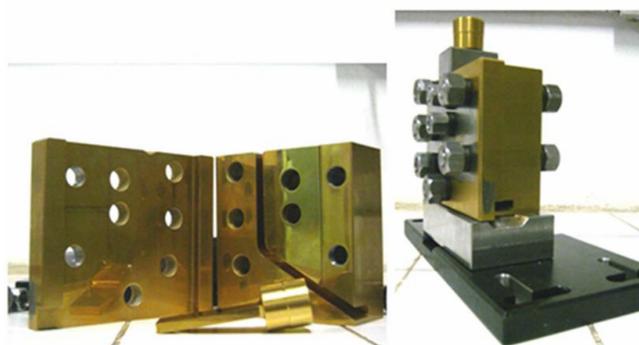
A homogeneização foi realizada em temperatura de 400°C por um período de duas horas na mufla do Laboratório de Engenharia de Ciência dos Materiais - LECMAT da UFSCar-SO.

3.2.2 Preparação do material - Grãos Ultrafinos

A produção de amostras de grãos ultrafinos foi realizada por extrusão de canal angular (ECA).

A Matriz do processo foi construída em aço H13 e revestida superficialmente com nitreto de titânio para atenuar o atrito entre a parede do canal e a amostra, assim como o desgaste do ferramental. Possui canal de seção transversal retangular com dimensões 7x25mm, com ângulos ϕ e Ψ iguais a 120° e 25° respectivamente (Figura 34). O punção de mesmo material e tratamento superficial possui seção transversal de 6,9 x 24,9 mm². Essa matriz foi desenvolvida por Springer et al. (2012). O processo foi executado pela rota A (sem rotação das amostras entre passes) até 8 passes com deformação equivalente de 5,8.

Figura 34 – Detalhes da matriz ECA (componentes e montada).



Fonte: Springer et al. (2012)

3.2.3 Ensaio de Tração

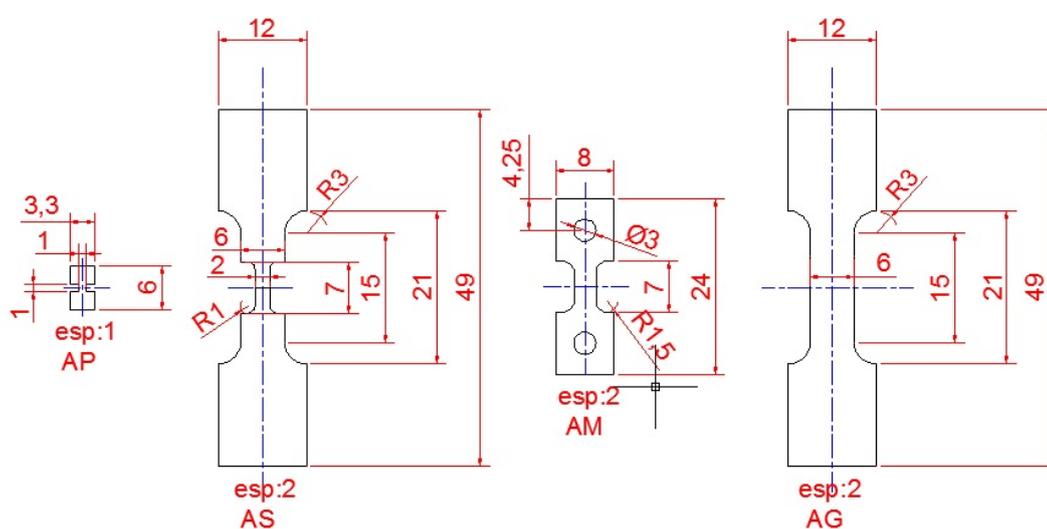
Os ensaios de tração foram realizados para estudo do efeito de escala, para obtenção dos limites de escoamento, limite de resistência a tração, alongamento, índice de encruamento e verificação da área de empescoamento. Esse ensaio foi realizado com o material de grãos grosseiros e grãos finos em diferentes escalas para título de comparação. Por isso não foi utilizada norma de referência para o ensaio. Todos os ensaios foram realizados com uma taxa de deformação de $1 \times 10^{-3} s^{-1}$.

3.2.3.1 Corpos de provas para o ensaio de tração

As amostras foram cortadas em quatro dimensões distintas pelo processo de eletroerosão a fio, conforme Figura 35 e nomeados conforme o seguinte código:

- Corpo de prova AP com volume efetivo de $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$ (1 mm^3)
- Corpo de prova AS com volume efetivo de $7 \times 2 \times 2 \text{ mm}^3$ (28 mm^3)
- Corpo de prova AM com volume efetivo de $7 \times 3 \times 2 \text{ mm}^3$ (42 mm^3)
- Corpo de prova AG com volume volume efetivo de $21 \times 6 \times 2 \text{ mm}^3$ (252 mm^3)

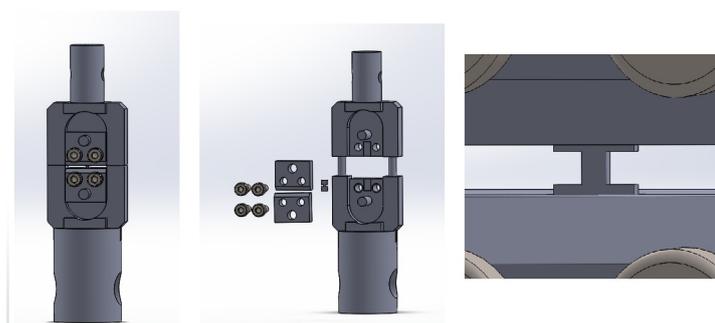
Figura 35 – Dimensões dos corpos de prova utilizados nesse trabalho.



Fonte: Elaborada pelo autor

OBS.: Os CPs AG e AS possuem a mesma base de corpo para ensaio no mesmo dispositivo, o CP AS, têm dimensões proporcionais ao CP AM. Foram utilizados sistemas de garra já existentes no laboratório de ensaios mecânicos do DEMa - UFSCar. Na Figura 36, apresenta a garra utilizada na amostra AP e sua vista explodida como o conjunto de garra.

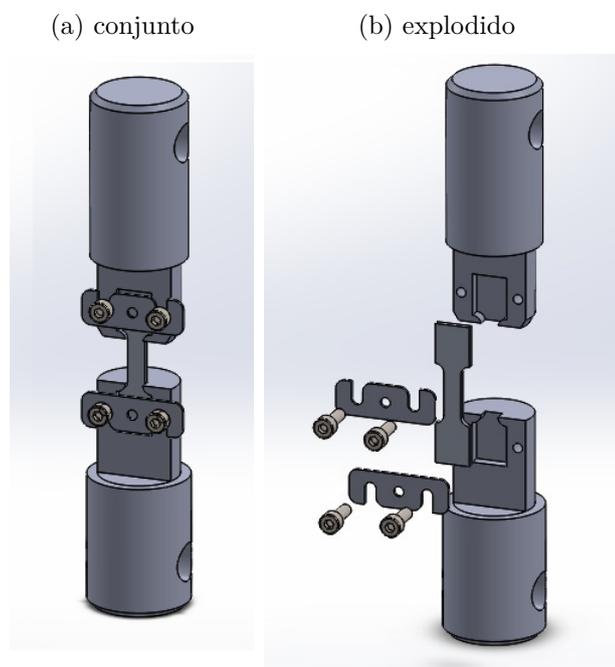
Figura 36 – Representação do sistema de fixação do corpo de prova AP.



Fonte: Elaborada pelo autor

Na Figura 37a apresenta a garra utilizada nos ensaios das amostras AG e AS e sua vista explodida em Figura 37b.

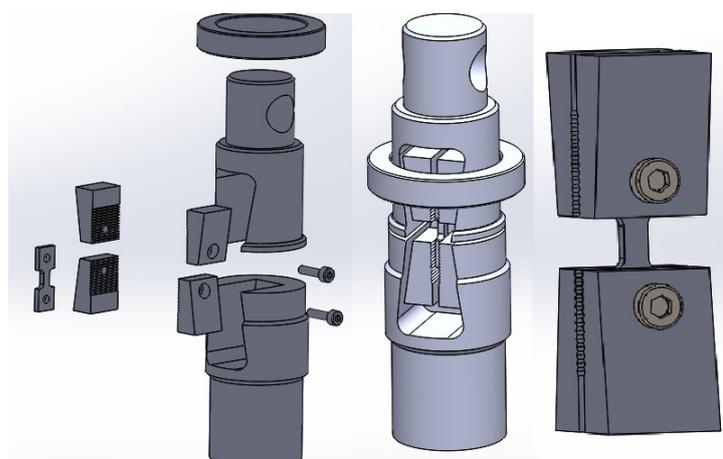
Figura 37 – Representação do sistema de fixação do corpo de prova AG e AS.



Fonte: Elaborada pelo autor

Na Figura 38 apresenta a garra utilizada no ensaio da amostra AM e sua vista explodida como o conjunto de garra.

Figura 38 – Representação do sistema de fixação do corpo de prova AM.



Fonte: Elaborada pelo autor

Para o ensaio de tração, dos CPs AM, AG e AS foi, utilizada a máquina de ensaio de tração universal marca Instron modelo 5500R de 25000kg, possuindo extensômetro de vídeo sem contato. Os ensaios dos CP AP foram realizados em uma máquina da marca Instron, modelo 5544, com capacidade de 2KN. Ambas se encontram-se na UFSCar campus São Carlos no Departamento de Engenharia de Materiais DEMa.

Também foram realizados ensaios das amostras AG e AS na máquina universal Instron 3369 do Departamento de Engenharia Mecatrônica da Escola Politécnica da USP - GMSIE.

As amostras AMGG-04, APGG-04 e APGF-05 foram ensaiadas até 30% da deformação para análise do empescoamento. Já as amostras AMGG-03/ APGG-03 / APGF-05 / AMGF-04 foram ensaiadas até seu rompimento, mas foram polidas antes do ensaio para que fosse possível a análise em EBSD. Todas as restantes foram rompidas sem qualquer tratamento superficial, sendo que as amostras AM e AS e as amostras AGGG-01 e AGGG-02 foram ensaiadas com extensômetro pelo método convencional. O restante das amostras AS e AG foram ensaiadas pelo método de análise de campo virtual - VFM (Tabela 6).

Tabela 6 – Tabela de amostras ensaiadas.

Amostras	Sem extensometria	Com extensometria	Teste interrompido	VFM
AG	(2-GG) (2-GF)	(2-GG)	-	(2-GG) (2-GF)
AM	-	(8-GG) (4-GF)	(1-GG) (1-GF)	-
AS	(2-GG) (2-GF)	-	-	(2-GG) (2-GF)
AP	(5-GG) (5-GF)	-	(1-GG) (1-GF)	-

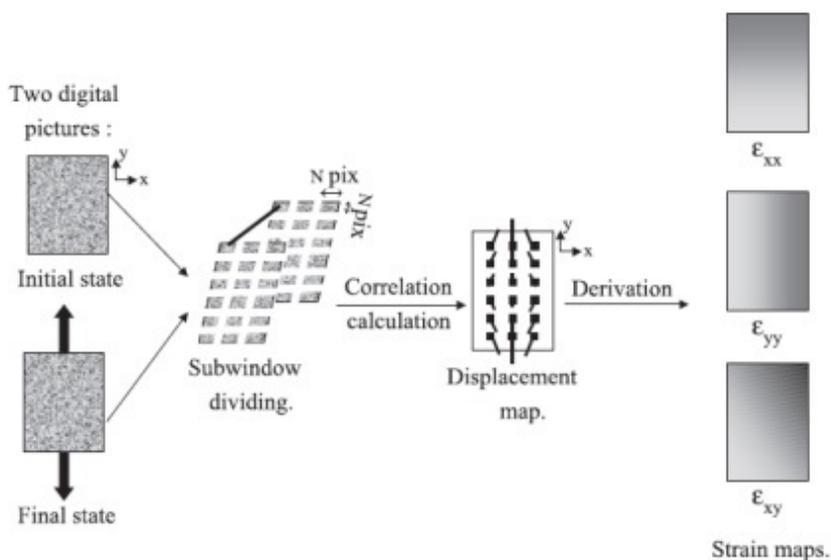
*(n) numero de amostras

Fonte: Elaborada pelo autor

3.3 ENSAIO DE ANÁLISE CAMPO VIRTUAL - VFM

É um método que também pode ser chamado de Correlação Digital de Imagem (DIC). Segundo Promma et al. (2009), esse método de ensaio é adequado quando há deformações, pois se trata de método óptico de análise experimental de deformações. Consiste numa técnica *full – field*, de meios não destrutivos, e que assenta os seus princípios de funcionamento na comparação entre imagens digitais obtidas durante a deformação de um corpo que será objeto de estudo.(MOREIRA, 2015). Em Moura (2013) o ensaio baseia-se na localização de pontos nas imagens antes e após a deformação. Essas imagens podem ser captadas recorrendo-se a uma câmara com alta resolução para medições precisas de deformação. Com auxílio de um *software* de tratamento de imagem são geradas as deformações ε_{yy} , ε_{xx} e ε_{yx} como representado na Figura 39. Sendo um método *full – field*, diversos vetores de deslocamento devem ser calculados no interior da região de interesse do corpo em análise (MOREIRA, 2015).

Figura 39 – Princípio de DIC para determinação do campo de deformações



Fonte: adaptado de Moreira (2015)

Promma et al. (2009) comentam que o método apresenta algumas dificuldades relacionadas aos parâmetros de referência inicial como set (padrão de referência) que influencia diretamente na imagem para avaliação de grandes deformações ou malhas finas padronizadas.

3.3.1 Análise da deformação por análise campo virtual

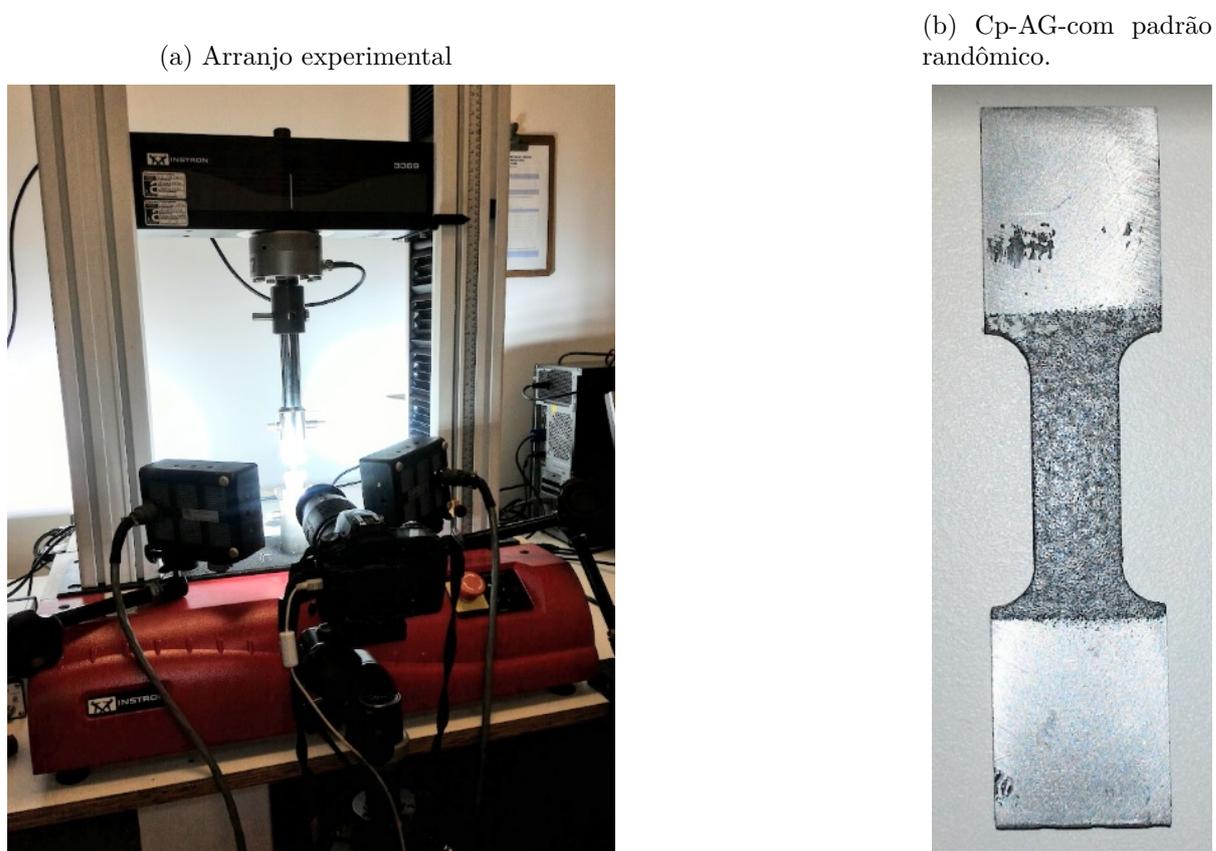
Foi realizado o ensaio de tração pelo método de campos virtuais (VFM), para a verificação do comportamento do material em seu início de empescoçamento, pois o método de campos virtuais serve para extrair parâmetros constitutivos de medidas de campo completo fornecidos por técnicas ópticas sem contato, por meio de correlação de imagem digital.

Foi utilizado para a correlação de imagem digital o *software MATLAB*, com extensão *Ncorr* (*Ncorr* programa de código aberto, que trabalha utilizando *MATLAB*). As imagens foram obtidas por uma câmera *NikonD90* em modo de *Time Lapse Shooting* de 4 segundos. Foi utilizado também um sistema de iluminação de LED de aproximadamente 12500 Lumens para obter uma malha de pontos, da superfície onde os deslocamentos de campo foram medidos. Na preparação da amostra, como é necessário um padrão randômico para a análise, foi aplicado no comprimento útil dos corpos de prova das amostras uma camada de tinta branca pulverizada e, logo após, realizada outra pulverização com tinta spray preta, para a formação de padrões aleatórios como mostrado na Figura 40b.

Com as amostras preparadas foi realizado o ensaio de tração antes do secamento da tinta para que não houvesse interferência pela camada da tinta aplicada. O ensaio foi

realizado em uma máquina Instron 3369 com o arranjo experimental conforme, Figura 40a que se encontra no Departamento de Engenharia Mecatrônica da Escola Politécnica da USP.

Figura 40 – Arranjo experimental de captura de imagens para DIC.



Fonte: Elaboradas pelo autor

Depois com o *software*, foi obtida uma malha com elementos quadráticos usando um algoritmo de interpolação e correlação para poder ser detectada a deformação. O *software Ncorr* processa as imagens digitais aplicando uma malha ao corpo de prova e calcula os deslocamentos após encontrar a posição dos nós da malha.

Os parâmetros cujo obtiveram melhores resultados de análise do *software Ncorr* para foram Subset com Raio20 e espaçamento de 3.

Em seguida, os resultados do teste de tração (informados pela Instron) e os resultados dos dados do *Software Ncorr* foram correlacionados e calculados por meio do MatLab, por algoritmos apresentados na Apêndice A.

Essa correlação permite que, a partir dos deslocamentos de cada nó do elemento, seja possível determinar a deformação Green-Lagrange e a tensão E representados por:

$$E_{xx} = \frac{\delta_u}{\delta_x} + \frac{1}{2} \left(\left[\frac{\delta_u}{\delta_x} \right]^2 + \left[\frac{\delta_v}{\delta_x} \right]^2 \right) \quad (3.1)$$

$$Eyy = \frac{\delta_u}{\delta_y} + \frac{1}{2} \left(\left[\frac{\delta_u}{\delta_y} \right]^2 + \left[\frac{\delta_v}{\delta_y} \right]^2 \right) \quad (3.2)$$

$$Eyx = Exy = \frac{1}{2} \left(\frac{\delta_u}{\delta_y} + \frac{\delta_v}{\delta_x} + \frac{\delta_u \delta_u}{\delta_x \delta_y} + \frac{\delta_u \delta_u}{\delta_x \delta_y} \right) \quad (3.3)$$

No caso uniaxial, Green-Lagrange ε_G é determinada por:

$$\varepsilon_G = \frac{L^2 - L_0^2}{2L_0^2} \quad (3.4)$$

onde L_0 e L são o comprimento inicial e deformado em uma determinada direção.

Com isso, a deformação verdadeira (logarítmica) ε é dada por:

$$\varepsilon = \ln \frac{L}{L_0} = \ln(2\varepsilon_G + 1)^{\left(\frac{1}{2}\right)} = \frac{1}{2} \ln(2\varepsilon_G + 1) \quad (3.5)$$

Desde que a deformação transversal seja isotrópica, tem-se que ε_T é a deformação transversal de Green-Lagrange e, a partir dela, pode-se determinar a tensão verdadeira.

$$\sigma = \frac{F}{A} = \frac{F}{A_0} \frac{1}{(2\varepsilon_{GT} + 1)} \quad (3.6)$$

onde: F é a força, A e A_0 são a área da seção atual e inicial, respectivamente.

3.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

3.4.1 Microscopia óptica - MO

Após tratamento térmico de homogeneização e produção de material de grão fino pelo processo ECA.

3.4.1.1 Preparação para MO

Foi realizado a verificação dos tamanhos de grãos pela microscopia óptica. As amostras foram preparadas conforme:

- I - Corte em cut-off para a análise das superfícies: Superior/Fontal/Lateral da amostra. A face observada foi sempre referente à superfície ortogonal ao plano transversal (DT) aos processos de deformação (Figura 23).

Sendo denominadas:

- DN - Direção Normal - Superior
- DT - Direção transversal - Lateral
- DE - Direção do processo - Frontal

- II - Embutimento a frio - feito com Resina e catalizador de 50% acrílico líquido e 50% de Resina Acrílica
- III - Preparação em lixas d'água granas 220, 400 e 600 e 1200.
- IV - Polimento intermediário em politriz metalográfica em pano de fibra sintética. (com granometria de $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$)
- V - Polimento final em Politriz automática com Sílica Coloidal (com granometria de $0,05\mu\text{m}$)
- VI - Para revelação dos grãos, foi realizado o processo de anodização:

Processo de oxidação anódica (anotização) A amostra foi submetida à imersão em uma solução de solução aquosa de 2,5% de HBF_4 (ácido fluorbórico 50%), em um barker de plástico e submetida a uma fonte de corrente contínua de 20volts no polish com 2,30 minutos pelo aparelho da marca Buehler, modelo ElectroMet® 4 Polisher-Etcher, que se encontra na UFSCar-SO, no laboratório LECMAT

3.4.1.2 Caracterização estrutural em MO

Imagens obtidas com auxílio de um microscópio óptico Olympus BX51M e de uma câmera fotográfica digital Olympus Q-Color3™ IMAGING SYSTEM High Resolution FireWire™ Digital CCD Color Camera For Publication and Documentation - 3.2 Megapixel

Foram efetuadas 20 imagens com lente de aumento de 20x de cada plano ortogonal das amostras de Grão grosseiros e Grãos Finos, para a realização de médias e desvios dos tamanhos de grãos.

3.4.2 Ensaio de Dureza

Para a obtenção das durezas do material de grão grosseiro GG e de grão fino GF , foi utilizado um durômetro - MICROHARDNESS TESTER FM-810, que se encontra na UFSCar campus São Carlos, no Departamento de Engenharia de Materiais DEMa.

Foram medidas microdurezas Vickers (HV). O ensaio foi realizado com carga de 300g. Foram efetuadas de 7 a 11 medidas em cada plano ortogonal das amostras de grãos grosseiros e grãos ultrafinos, para a realização de médias e desvios. As medidas foram feitas de forma linear para verificação do perfil de dureza.

3.4.3 EBSD - Electron Backscatter Diffraction

A análise de EBSD (eletron scattering difraction) foi realizada na UFSCar de São Carlos no DEMa, com o microscópio eletrônico de varredura FEI Inspect S 50, com o

auxílio da câmera de aquisição TSL/EDAX e também no instituto de física de Rosário (Argentina), com o equipamento FEI Quanta 200. As amostras foram preparadas por lixamento e polimento com pasta de diamante e finalizadas com sílica coloidal. As texturas foram analisadas pelo *software* TSL/EDAX OIM.

3.4.4 MEV - Microscópio eletrônico de varredura

Para a análise das amostras, foram realizadas imagens por MEV das amostras do ensaio interrompido para verificação do empescoamento. Para análise da fratura das amostras ensaiadas até a ruptura foi realizada a imagem da área rompida. Foi utilizado o MEV - Philips XL-30 FEG, MEV - Philips XL-30 TMP que se encontra no Laboratório de Caracterização Estrutural DEMa / UFSCar em São Carlos e o MEV TM-1000 da Ufscar-SO, com ampliações de 100x 200x e 400x, as amostras foram preparadas com polimento eletrolítico, (como solução de 20 ml de ácido perclórico e 100 ml de metanol resfriado) fonte com 8V e eletrodo de aço inox.

3.4.5 Difração de raios - x

Foi realizada análise de Difração de Raios X, para a obtenção da contagem de tamanho do material processado por ECA. O ensaio foi realizado no equipamento do Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da UFSCar, campus São Carlos. Para essa análise foi utilizado o equipamento *Bruker D8 advance eco* com a varredura na faixa de 35° a 100°, com uma taxa de 2°/min. Utilizou-se radiação de Cobre, que fornece os comprimentos de onda de 0,154439nm (K- α 1) e 0,154056nm (K- α 2), Para filtrar a difração da componente K- α 2, foi utilizado o *software Diffrac. Suite EVA*, comercializado pela Bruker. As amostras foram efetuadas com preparação em lixas d'água granas 220, 400 e 600 e 1200, seguidas de ataque com solução de ácido fluorídrico.

Segundo Cullity (1978), quando o cristalito está na faixa de 1 a 0,1 μ m, existe a possibilidade de determinar o tamanho dos cristalitos, pois a variação da largura pico de difração pode ser percebida. Assim foi utilizado a Equação 3.7 de Scherrer que relaciona o tamanho aparente do cristalito L com a largura integral β_s na escala θ (rad).

$$D = \frac{K \cdot \lambda}{\beta_s \cos \theta} \quad (3.7)$$

Onde: D é o tamanho médio dos domínios ordenados (cristalitos); K é um fator de forma adimensional, com valor próximo à unidade; λ é o comprimento de onda da radiação do Cu (λ 0,1540562nm); β_s é a largura do pico, em radianos; θ é o ângulo de Bragg.

Chinh et al. (2004) apresentam que o principal problema para medição dos cristaltos é a determinação do padrão. Assim, é proposta a utilização da Equação 3.8, para determinar o padrão de β_s .

$$\beta_s^2 = \beta_m^2 - \beta_g^2 \quad (3.8)$$

Foi utilizado β_m sendo o β retirado do ensaio de difração do material de GG e β_g sendo o β do material de GF.

E para determinar a deformação residual das amostras foi utilizada a Equação 3.9 de Stokes, que relaciona a largura do pico com o ângulo de difração θ .

$$\varepsilon = \frac{\beta_s \cos \theta}{4 \sin \theta} \quad (3.9)$$

Onde: ε é a deformação residual.

3.5 PROJETO DA FERRAMENTA DA MATRIZ DE MICRO-EMBUTIMENTO

Matriz / Estampo O ferramental que foi desenvolvido é um ferramental de estudo, com a base do processo convencional, tendo como produtos finais copos de dimensões \varnothing interno de $3mm$, altura de $2mm$, espessura de $0,5mm$ e outro com espessura de $1mm$;

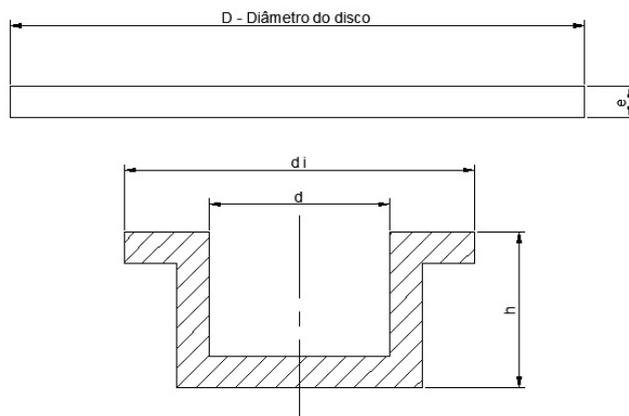
Para a realização do projeto, foram estabelecidas diretrizes iniciais como: utilização da base de uma matriz de corte que, segundo Alvares (1976) contempla diversas adaptações, sendo assim realizada adaptação para o repuxo. Foi utilizado como base do cálculo de Provenza (1987) e Alvares (1976); os ensaios foram realizados na máquina universal para ensaios mecânicos EMIC GR048 de 300kN que se encontra no laboratório da UFSCar-SO LECMAT.

3.5.1 Dimensionamento da Ferramenta

3.5.1.1 Peça repuxada - Matéria-Prima

Dimensões da chapa recortada (Matéria Prima): Diâmetro interno do produto (d)=3mm e altura do produto (h)=2mm, como mostrado na Figura 41. utilizando esses dados e por meio da Equação 3.10, obtém-se o diâmetro do disco da chapa (D) a ser deformada .

Figura 41 – Desenho representativo da peça de estampagem.



Fonte: Elaborada pelo autor

$$\frac{\pi \cdot D^2}{4} = \frac{\pi \cdot d^2}{4} + \pi \cdot d \cdot h \quad (3.10)$$

$$D = (d^2 + 4 \cdot d \cdot h)^{\frac{1}{2}} \quad (3.11)$$

Pela tabela de Provenza (1987), o coeficiente de empuxo que determina a quantidade de estágios não se estende a essas dimensões, portanto foi realizada apenas uma operação.

3.5.1.2 Punção

O raio de curvatura do punção (RD), visto no estudo de Saotome, Yasuda e Kaga (2001), que é o raio de penetração do punção, é estabelecido em Provenza (1987) pela Equação 3.12.

$$r = 0,8\sqrt{(D - d_1)e} \quad (3.12)$$

A folga entre punção e matriz das ferramentas de repuxo deverá permitir o escoamento uniforme da chapa sem formação de rugas ou diminuição da espessura. Teoricamente, a folga deverá ser igual à espessura, para peças finas, logo assumi-se isso para o projeto.

3.5.1.3 Cálculo do esforço

Para o cálculo do esforço de dobra, é necessário basear-se no momento fletor produzido, segundo as forças externas atuantes em cada caso. Partindo da Equação 3.13 ou

Equação 3.14, pode-se obter essa grandeza (PROVENZA, 1987).

$$\sigma = \frac{M.y}{I} \quad (3.13)$$

onde: σ é a tensão exercida sobre a chapa para o dobramento, em N/mm; M é o momento fletor em N.mm; y é a distância máxima das fibras ao eixo neutro, em mm e I é o momento de inércia da secção, em mm.

ou

$$\sigma_t = k.ln \frac{D}{d} \quad (3.14)$$

onde: σ_t é a tensão de tração exercida sobre a chapa para o dobramento, em N/mm; k é o fator de resistência unitária de empuxo; D diâmetro do disco e d diâmetro do punção.

Pela “Resistência dos Materiais” um corpo metálico que sofre a ação de esforços crescentes se deforma elasticamente e depois plasticamente ou permanentemente. Para haver o embutimento, é preciso que supere a tensão de escoamento, mas não o limite de ruptura do material da chapa, pois nessa situação, a chapa acaba rasgando. A força de embutimento é máxima no início da operação, diminui gradualmente ao longo do percurso e se anula no final. As Equação 3.15 e Equação 3.16 fornecem o esforço de repuxo.

$$F = \pi.d.e.\sigma_t \quad (3.15)$$

$$F = P.e.k.ln \frac{D}{d} \quad (3.16)$$

F sendo a força necessária para embutimento; em N, d o diâmetro do punção; D o diâmetro do disco, ambos em mm. e o fator k sobre a relação $\frac{d}{D}$ (não disponível em tabela) - associado 1.

O valor que σ_t alcança aumenta com a relação D/d. Controla-se o valor de σ_t realizando-se o repuxo em várias etapas, isto é, mantendo a relação D/d baixa.

Força do sujeitador definido: para áreas pequenas, a força necessária do sujeitador aumenta segundo equação de força Equação 3.17

$$F_{sj} = \frac{\pi}{4} \cdot (D^2 - d_*^2) P \quad (3.17)$$

onde: d_* é o diâmetro do sujeitador.

3.6 PROCESSO DE ESTAMPAGEM

O processo de estampagem foi realizado na máquina de ensaio universal EMIC GR048 de capacidade de 300kN e célula de carga de 50kN, que se encontra na UFSCar-SO,

no laboratório LECMAT. No processo, foi utilizada velocidade de 5mm/min, e utilizado óleo lubrificante à base de óleos minerais, com aditivo de lubricidade e antioxidante.

Preparação: As chapas foram cortadas por eletroerosão e lixadas até lixa 1200, para posteriormente ser verificada a qualidade do produto estampado. Também foram realizadas estampagens em vazios para calibração do conjunto de estampagem.

Foram estampadas 2 espessuras diferentes de chapas, uma de 1mm e outra de 0,5mm, tendo o diâmetro interno igual de 3mm.

Para um estudo detalhado, foram estampadas com profundidade de rompimento e profundidade máxima de estampagem.

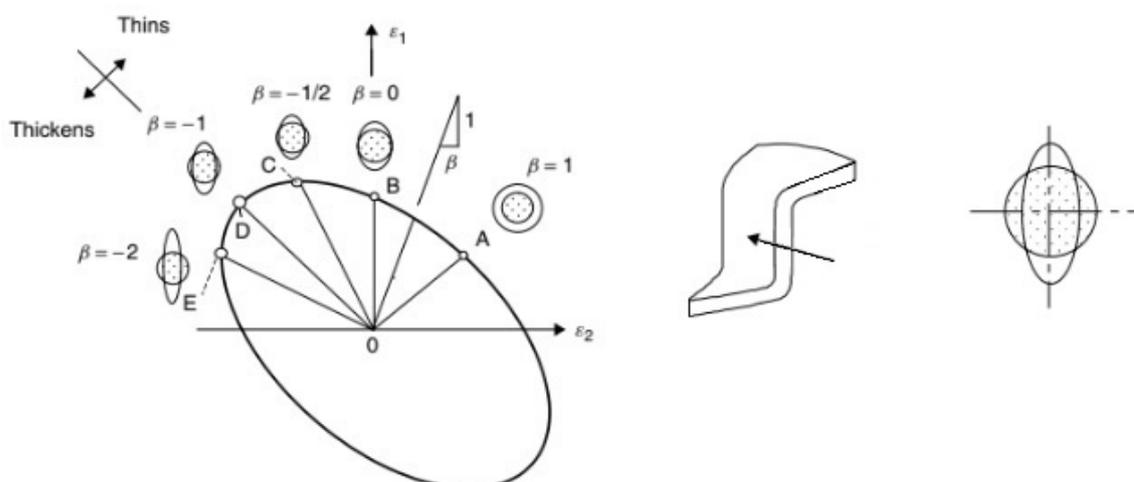
Para análise do processo de estampagem além dos gráficos de resultados da máquina de ensaio de universal pelo *software* Tesc Tbr0088, foram realizadas imagens de MEV, modelo TM-1000 da UFSCar-SO, com ampliações de 20x, 80x, para análise da qualidade do produto.

Para o processo de repuxo tem-se $\beta = -1$ (Figura 42), que é a relação de deformação (Equação 3.18). Para esse modelo, as deformação ε_2 e ε_1 são iguais e tensões também são iguais.

$$\beta = -\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad (3.18)$$

Onde: ε_2 são as deformações longitudinais; ε_1 , deformações transversais e *beta* é a relação de ε_2 com ε_1 .

Figura 42 – Diagrama de deformação mostrando os diferentes modos de deformação correspondentes a diferentes proporções de deformação.



Fonte: Chinh et al. (2004)

Para a deformação ε_1 tem-se:

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{A'}{A_0} \quad (3.19)$$

Onde: A' é a área deformada e a A_0 é a área inicial.

Para encontrar o ε_1 , no processo relacionam-se as áreas e tem-se:

$$\varepsilon_1 = \frac{A'}{A_0} = \frac{\pi \frac{D_0^2}{4} + h\pi D_0}{\pi \frac{D_0^2}{4}} \quad (3.20)$$

Onde: D_0 é o diâmetro inicial do blank e h é a profundidade de deformação.

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{D_0 + 4 \cdot h}{D_0} \quad (3.21)$$

E para deformação equivalente tem:

$$\varepsilon_e = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \varepsilon_1 \quad (3.22)$$

Para análise da tensão exercida no processo foi aplicada a Equação 3.23 de conversão de esforço em tensão.

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (3.23)$$

$$\sigma_1 = \frac{F}{t' \cdot \pi \cdot D_p} \quad (3.24)$$

Com $\beta = -1$ tem-se uma deformação de volume constante assim tem-se t' :

$$\beta = \frac{V'}{V_0} = \frac{\pi \frac{D_0^2}{4} t' + h\pi D_p^2 t'}{\pi \frac{D_0^2}{4} t_0} \quad (3.25)$$

$$t' = \left[\frac{D_0^2}{4} / \left(\frac{D_0^2}{4} + hD_p \right) \right] \cdot t_0 \quad (3.26)$$

Para as tensões equivalentes para $\beta = -1$ tem-se:

$$\sigma_1 = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \sigma_e \quad (3.27)$$

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL INICIAL

4.1.1 Imagens de MO - Medições de Grão

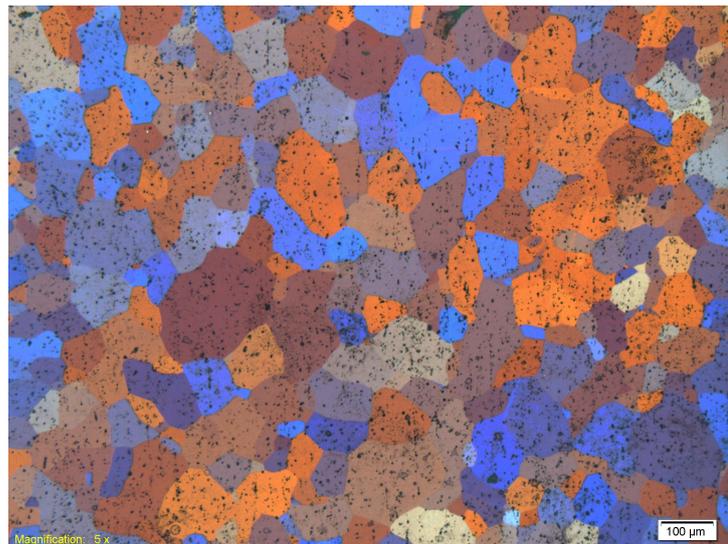
Foram verificados os tamanho de grãos após a homogeneização do material, que retirou os vestígios de conformação no material, e fez o crescimento dos grãos. Logo foi verificada a homogeneidade nas peças independente das direções estudadas, pois as médias de grãos encontradas foram próximas, tendo em vista que a média das médias estabelece perímetro de $350\mu m$, e média de $112\mu m$, conforme Tabela 7 e imagens de MO das Figura 43, Figura 44 e Figura 45

Tabela 7 – Medidas de grão grosseiro

	Grão Grosseiro		
	DN [μm]	DT [μm]	DE [μm]
Diâmetro médio	96	121	118
Desvio padrão	44	86	84

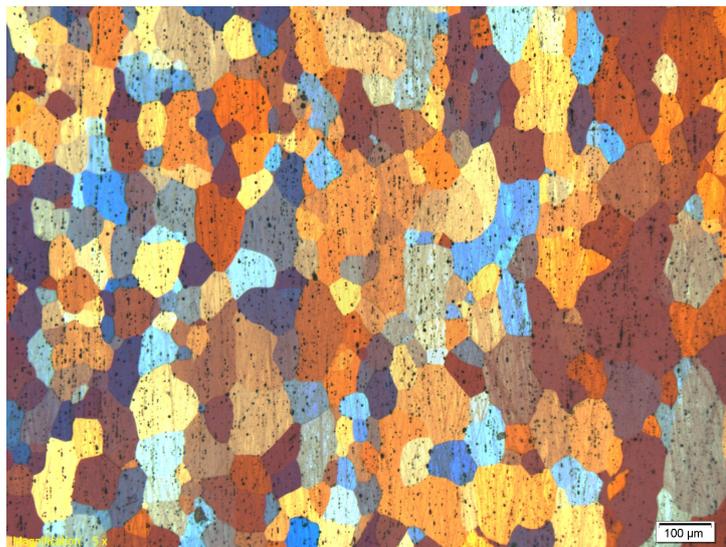
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 43 – Imagem de microscopia óptica do material GG vista da direção DN (Superior).



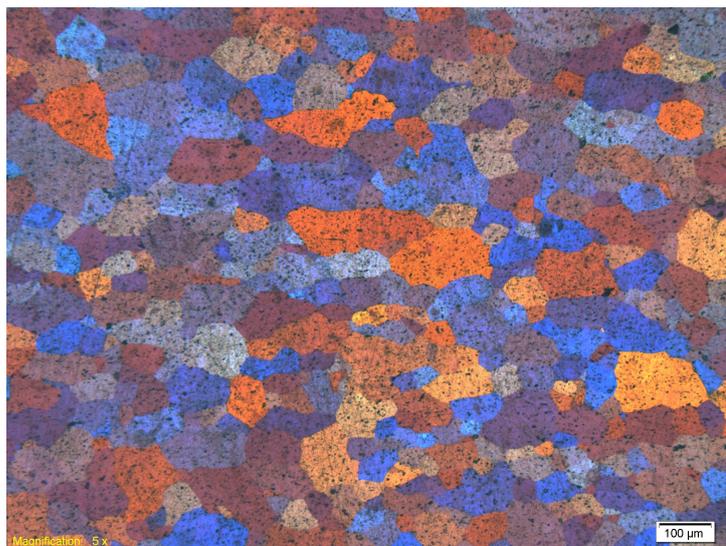
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 44 – Imagem de microscopia óptica do material GG vista da direção DT (lateral).



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 45 – Imagem de microscopia óptica do material GG vista da direção DE (frontal)

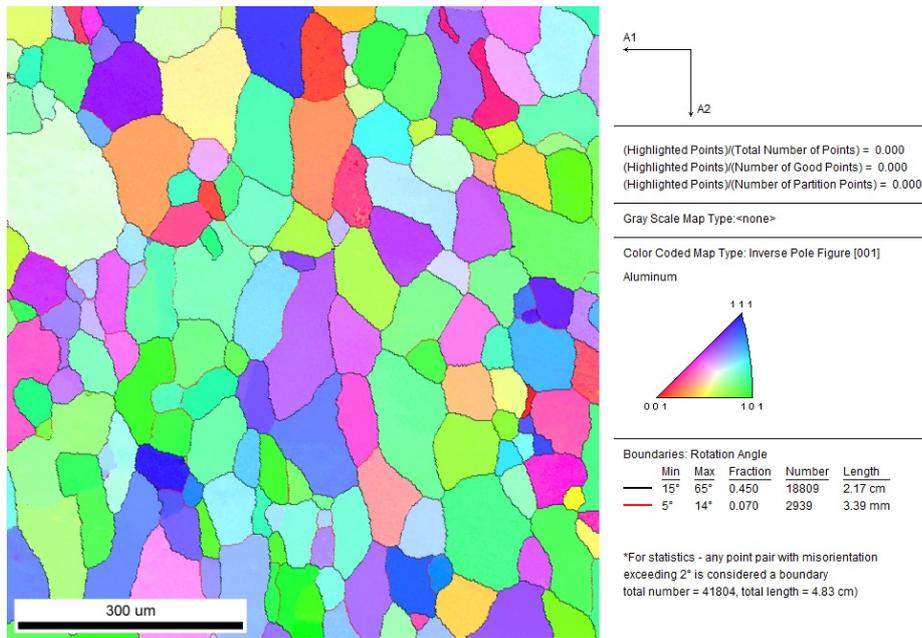


Fonte: Elaborada pelo autor

4.1.2 Ensaio de EBSD - MEDIÇÕES DE GRÃO

Na Figura 46 é apresentado o mapa de figura de polo inversa (IPF) da amostra GG, mostrando em escala de cores a orientação dos grãos, tendo como eixo de referência a direção transversal (DT), sendo identificados 86% de contornos de alto angulo e 14% de baixo ângulo.

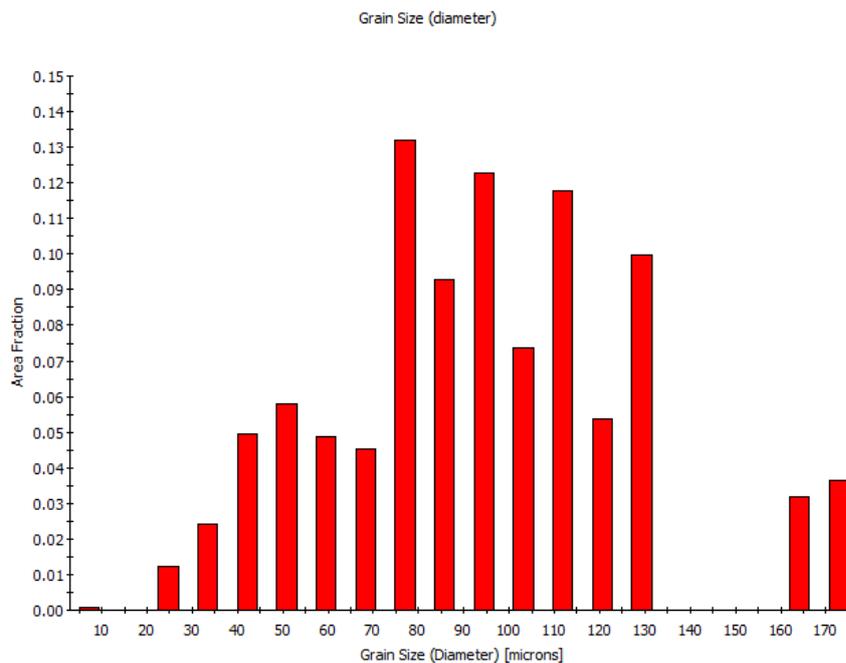
Figura 46 – Mapa de IPF da amostra GG, orientações relativas ao eixo de referência DT.



Fonte: Elaborada pelo autor

No gráfico da Figura 47 foi verificada a medida do tamanho do grão do ensaio EBSD, que obteve valor médio $95 \pm 34\mu\text{m}$. Também é possível observar que o gráfico apresenta comportamento de distribuição bimodal com intensidades máximas de $80\mu\text{m}$ e $170\mu\text{m}$, o que dá sentido ao desvio padrão alto na contagem de grão por MO.

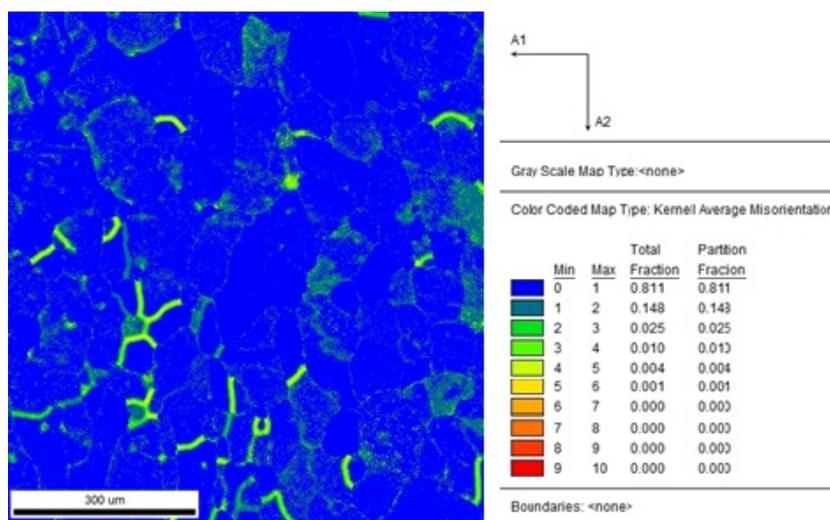
Figura 47 – Frequência de distribuição de tamanhos de grão da amostra GG obtida por EBSD.



Fonte: Elaborada pelo autor

Nesta configuração inicial não há tensão residual interna no material o mapa de Kernel Average Misorientation (KAM) desorientação entre pontos de indexação vizinhos (pegos até o 3º vizinho) mostra que as desorientações máximas (de até 4°) se encontram próximas aos contornos. Na Figura 48, pode-se ver que a fração de área das regiões de maior desorientação representa 4% da área analisada.

Figura 48 – Mapa de Kernel Average Misorientation (KAM) da amostra GG.



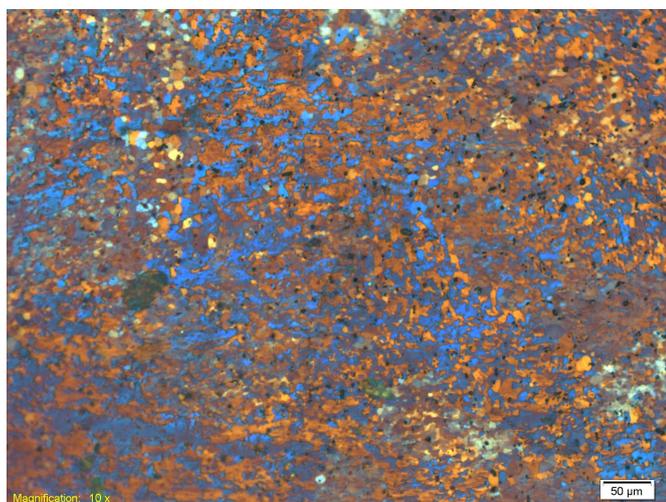
Fonte: Elaborada pelo autor

4.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL PROCESSADO

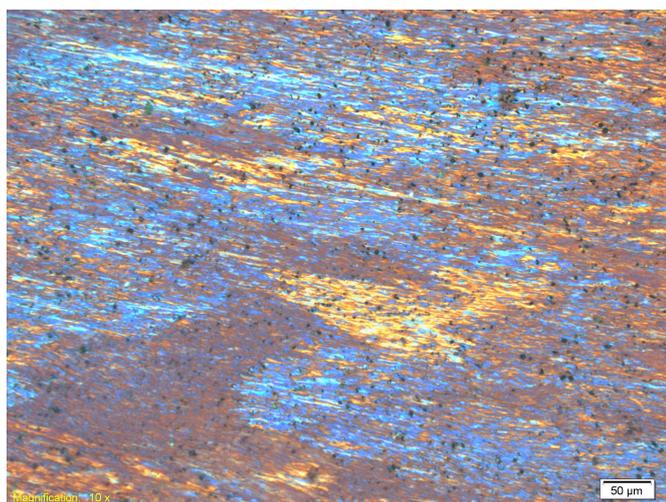
Após fabricação do material de grãos ultrafinos pelo processo de ECA, foram obtidas imagens por microscopia ótica nos 3 planos ortogonais DN / DT / DE (Figura 23). Como pode-se observar nas Figura 49c, Figura 49a e Figura 49b, não é possível determinar os tamanhos dos diâmetros dos grãos, mas é possível verificar que na direção normal o material tem estrutura mais refinada do que nas outras duas direções ortogonais, pois as regiões de orientações DT e DE são as que provêm o refino dos grãos do início da deformação e nelas é possível observar subdivisões de faixas de semelhança de orientações. A distribuição de tamanho de grão foi realizada por DRX e EBSD devido à microscopia ótica não atender ao detalhamento necessário.

Figura 49 – Imagens obtidas no MO da amostra GF

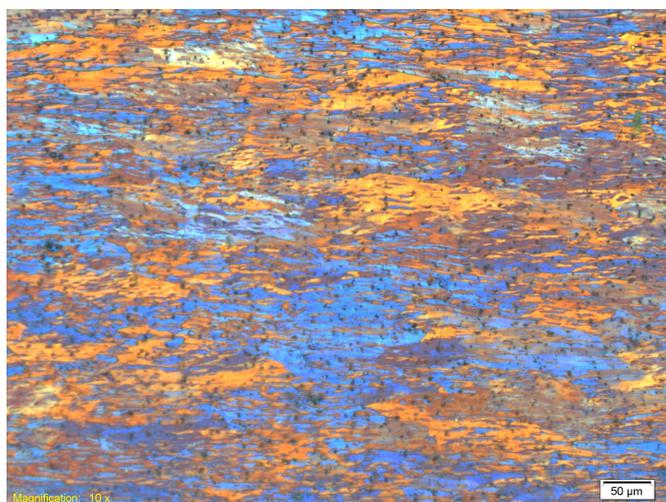
(a) Plano perpendicular à DN



(b) Plano perpendicular à DT



(c) Plano perpendicular à DE

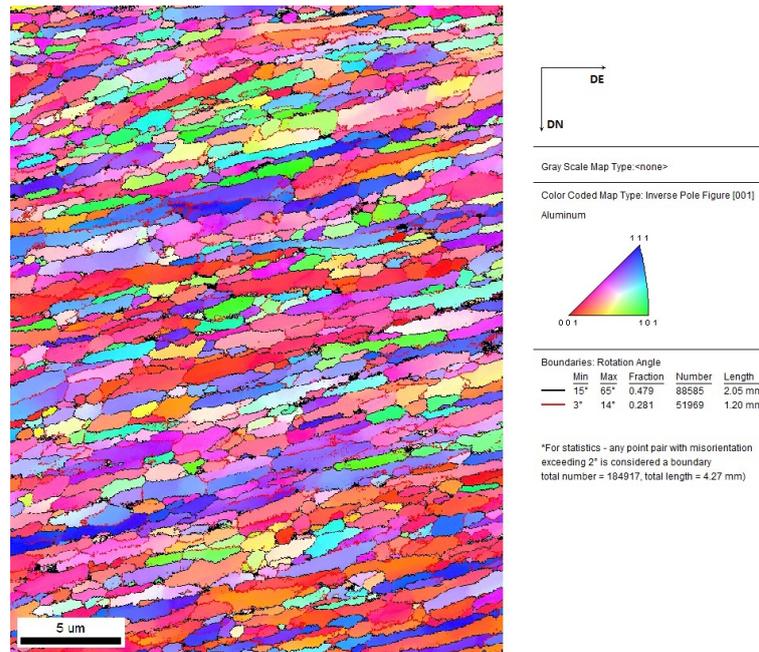


Fonte: Elaboradas pelo autor

4.2.1 Ensaio de EBSD - MEDIÇÕES DE GRÃOS ULTRAFINOS

Foi efetuado o mapeamento de orientação cristalográfica dos grãos apresentado na Figura 50 em um mapeamento de figura de polo inversa (IPF), tendo a direção transversal como eixo de referência. No resultado, há 64% de contornos de alto ângulo e 36% de baixo ângulo como observado na área analisada.

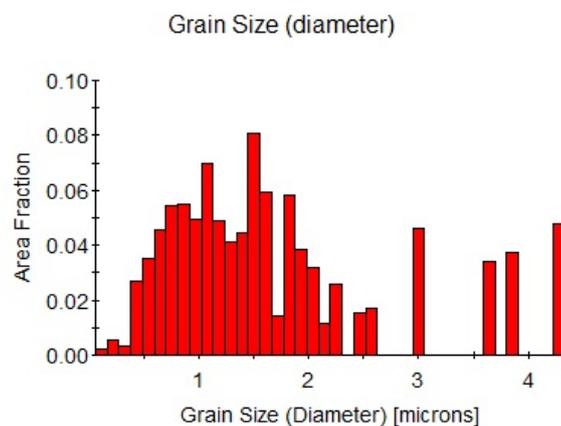
Figura 50 – Mapa de IPF da amostra GF, orientações relativas ao eixo de referência DT.



Fonte: Elaborada pelo autor

No gráfico da Figura 51, obteve-se a medida do tamanho de grão da imagem com valor médio $1 \pm 0,6 \mu m$. Nessa imagem, também é possível observar que o gráfico apresenta comportamento de distribuição homogênea entre $0,5$ e $2 \mu m$ com intensidades máximas de $1,5 \mu m$ e com comportamento distribuído em intensidades de 3 e $3,5 \mu m$.

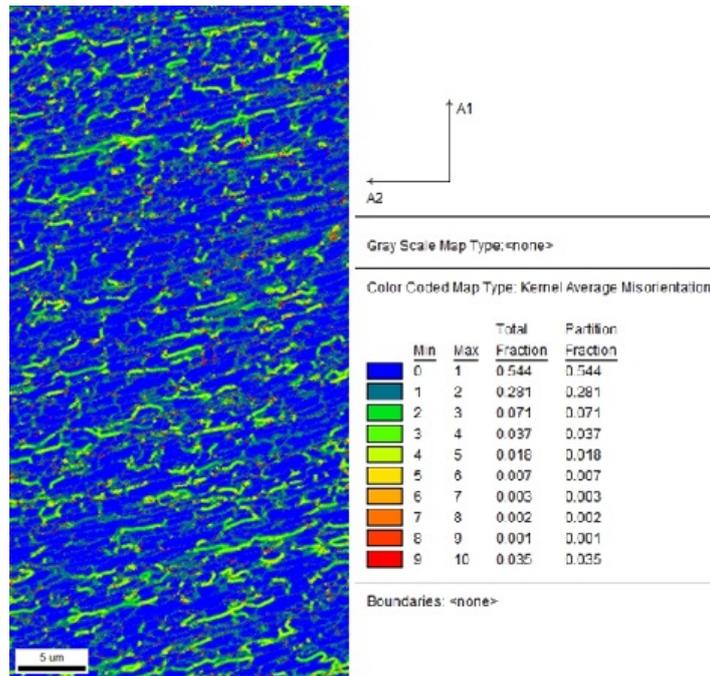
Figura 51 – Frequência de distribuição de tamanhos de grãos de GF obtida por EBSD.



Fonte: Elaborada pelo autor

Na configuração do KAM do material GF, os resultados da Figura 52 apresentam que a fração de área das regiões de maior desorientação representam 17% da área analisada, mostrando que o material tem maior deformação acumulada se comparado ao material homogeneizado que obteve 4%.

Figura 52 – Mapa de Kernel Average Misorientation (KAM), da face DT da amostra GF.



Fonte: Elaborada pelo autor

4.3 DIFRAÇÃO DE RAIOS X

Segundo (CULLITY, 1978) a distorção dos picos de DRX começa a ser notada quando o tamanho do grão é menor do que 1 micrômetro. Assim, foi utilizada a medida de largura de pico da amostra recozida (GG) para restabelecer um padrão da distorção de largura (β). O padrão da distorção da diminuição do tamanho do grão é dada por:

$$\beta^2 = \beta(GF)^2 - \beta(GG)^2 \quad (4.1)$$

Com os resultados da difração mais o padrão de (β), foi aplicada a Equação 4.2 para determinação da deformação residual e a Equação 4.3 para a determinação do tamanho dos cristalinos. Foi utilizado um comprimento de onda do Cobre $\lambda_{Cu} = 0,1540562nm$ e $k = 0,94$. Os resultados das duas equações são apresentados na Tabela 8.

$$\varepsilon = \frac{\beta \cos \theta}{4 \sin \theta} \quad (4.2)$$

$$D = \frac{K \cdot \lambda}{\beta \cos \theta} \quad (4.3)$$

Tabela 8 – Resultado do DRX - Material GF

HKL	β (rad) GG	β (rad) GF	β	θ (rad)	Tamanho de cristalitos [m]	Deformação residual
111	0,001117011	0,0013453	0,000749746	0,3371398	$0,157 \cdot 10^{-6}$	$0,6688 \cdot 10^{-3}$
200	0,001169545	0,003857003	0,00367541	0,3903192	$0,03,37 \cdot 10^{-6}$	$2,6807 \cdot 10^{-3}$
220	0,002367888	0,002216394	0,000833363	0,5684087	$0,180 \cdot 10^{-6}$	$0,3330 \cdot 10^{-3}$
311	0,001347918	0,003076841	0,002765876	0,6831670	$0,0640 \cdot 10^{-6}$	$0,7527 \cdot 10^{-3}$
222	0,001550725	0,001471313	0,000489885	0,7200831	$0,385 \cdot 10^{-6}$	$0,1168 \cdot 10^{-3}$
				Média	$0,164 \cdot 10^{-6}$	$0,910 \cdot 10^{-3}$

Fonte: Elaborada pelo autor

A análise de DRX mostra que a unidade livre de deformação, ou seja, regiões de células de discordância, é inferior à detectada por EBSD, e que o material de Grãos Finos possui alto grau de deformação acumulada.

4.4 DUREZAS OBTIDAS

As tabelas 9 e 10 mostram os resultados do ensaio de dureza realizado no material de grãos grosseiros e grãos ultrafinos. No gráfico da Figura 53, pode-se observar a diferença da dureza nos planos ortogonais. Essa diferença de dureza no ECA pode ser causada por diferenças de deformação e de tamanhos dos grãos. Como já ressaltado essas influências dos grãos, na referência de (QING; XINGMING, 2006; RAULEA et al., 2001). E a dureza no plano DE é mais elevada em ambos, tanto no GF como no GG. O desvio padrão das medidas é baixo e semelhante em todos os planos da amostra. A média das médias dos planos foram de 47HV para GF e 22HV para GG.

Tabela 9 – Resultado de Dureza-HV - Grão Grosseiros.

Planos ortogonais	Dureza Média GG	Desvio padrão
DE - GG	25	+/- 1,1
DN - GG	21	+/- 0,8
DT - GG	22	+/- 0,5

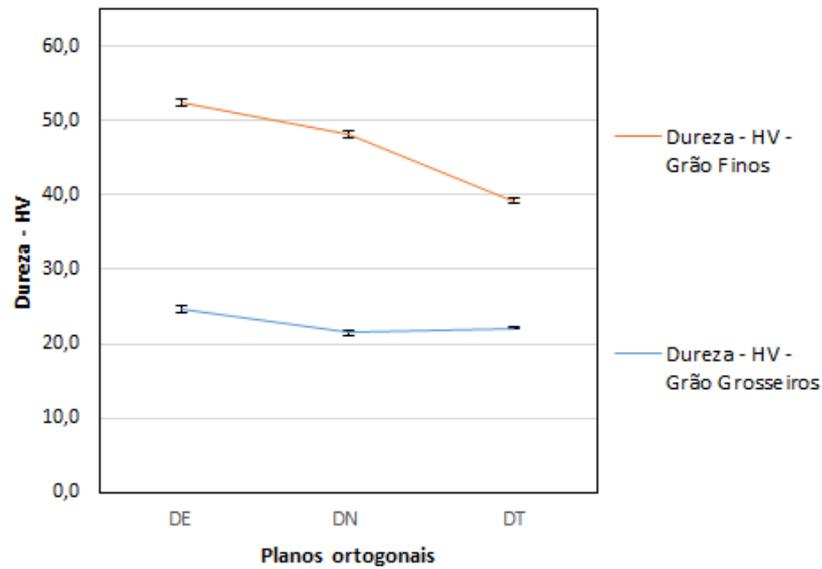
Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 10 – Resultado de Dureza-HV - Grão Finos.

Planos ortogonais	Dureza Média GF	Desvio padrão
DE - GF	52	+/- 1,7
DN - GF	48	+/- 1,4
DT - GF	39	+/- 1,1

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 53 – Variação da dureza dos materiais GG e GF em função do plano da amostra DE- direção de extrusão , DT direção transversal e DN direção normal.

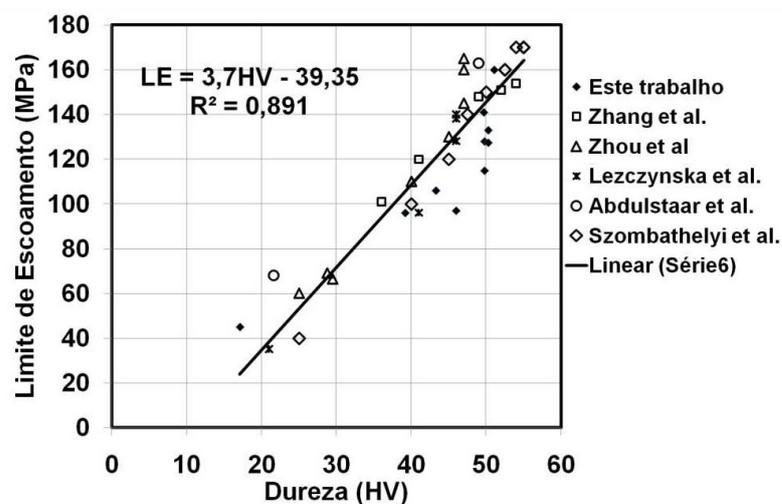


Fonte: Elaborada pelo autor

Essas dureza se comprovam com a literatura estudada que correlaciona a dureza com o tamanho do grão pela equação de Hall Petch (COURTNEY, 2005; QING; XING-MING, 2006; ARZT, 1998):

$$H_Y = H_0 + \left(\frac{ky}{d^{\frac{1}{2}}} \right) \quad (4.4)$$

Figura 54 – Relação entre Dureza e Limite de escoamento



Fonte: Vega et al. (2014)

Quando aplica-se a Equação 4.4, verifica-se que a dureza do material realmente

aumenta quando há redução de grão como comprovado nos ensaios de dureza, pois a dureza típica da liga de alumínio AA1050 segundo ABAL (2016) é de $H_0 = 20HV$, e com a constante k_y de 0,068 conforme Tabela 1. Obtém uma dureza de 82HV para a redução de grão de $1,2\mu m$. A dureza máxima medida no ensaio foi de 54HV em DT (Tabela 10).

$$H_Y = 20 + \left(\frac{0,068}{\sqrt{1,2\mu m}} \right) = 82 \quad (4.5)$$

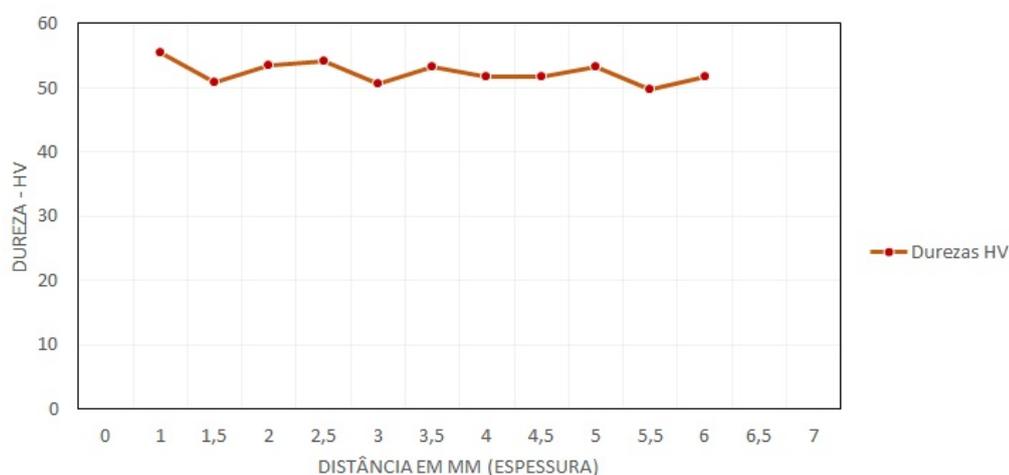
Utilizando a equação para estimar o tamanho do grão tem-se que a média de dureza de GF foi de 47HV, relacionado-a com a tensão de escoamento na Figura 54 tem-se um $\sigma_y = 135[MPA]$ e utilizando a média da dureza do material GG de $H_0 = 22HV$, tem-se um $\sigma_0 = 38[MPA]$.

$$d = \left(\frac{0,068}{135 - 38} \right)^2 = 0,49\mu m \quad (4.6)$$

Com isso, observa-se que na aplicação da teoria tem-se diâmetro de grão (d) de previsto $0,5\mu m$ que é inferior ao encontrado na medição da média de tamanho que foi de $1,2\mu m$, mas que fica na faixa de valores calculados por DRX (Tabela 8), o que leva a inferir que há grande influência do tamanho da célula de discordância na resistência ao escoamento (Figura 51).

De acordo com as referências das literaturas a rota A do processo do ECA (VEGA et al., 2014) tem somente duas orientações, é importante a verificação da homogeneidade ao longo da espessura na direção de deformação (DT). No gráfico da Figura 55, é possível observar essa homogeneização do processo do ECA ao longo da espessura lateral da amostra DT, o que demonstra que o processo gera uma distribuição de deformação e de refino de grãos homogêneos.

Figura 55 – Gráfico de Dureza HV do GF da direção DT.



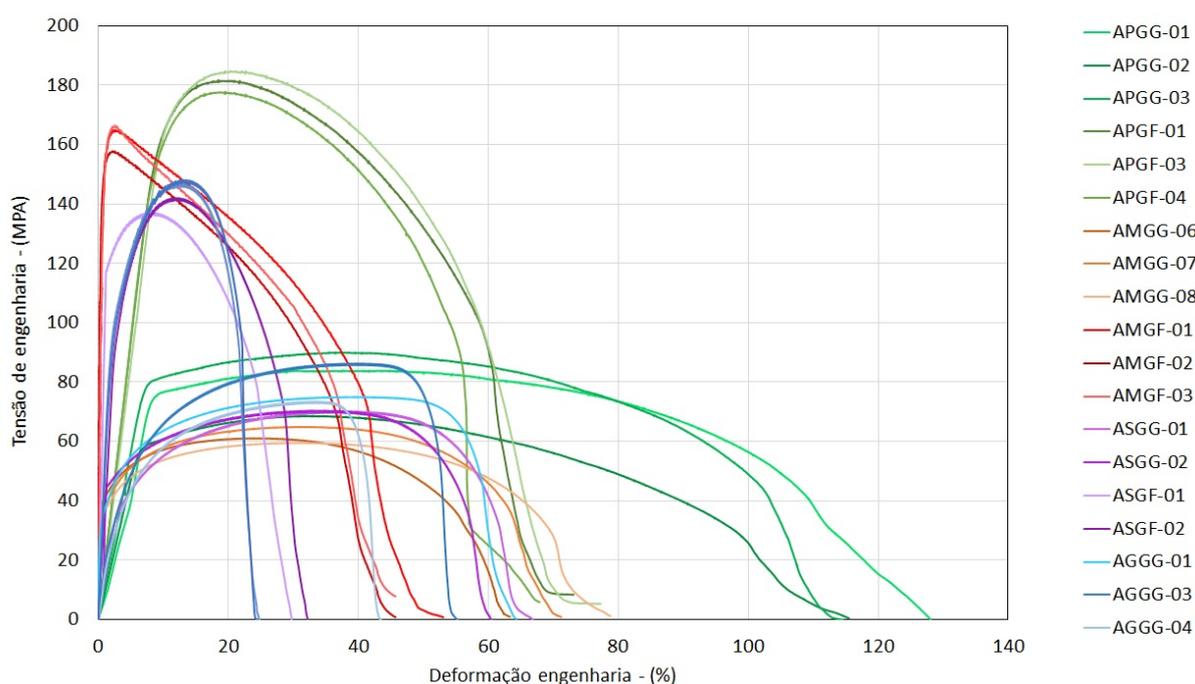
Fonte: Elaborada pelo autor

4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

No gráfico da Figura 56 são apresentadas as curvas de tensão deformação do ensaio de tração das escalas de 1mm^3 (AP), de 28mm^3 (AS), de 42mm^3 (AM) e de 252mm^3 (AG), para GG e GF.

- AP - 1mm^3 - ensaiadas na Instron 5544 (2kN) sem extensômetro
- AS - 28mm^3 - ensaiadas na Instron 3369 (50kN) sem extensômetro
- AM - 42mm^3 - ensaiadas na Instron 5500 (250kN) **com extensômetro**
- AG - 252mm^3 - ensaiadas na Instron 3369 (50kN) sem extensômetro e 5500 (250kN) **com extensômetro**

Figura 56 – Resultados dos ensaios de tração das amostras GG e GF nos formatos de corpo de prova AP, AS, AM e AG.



Fonte: Elaborada pelo autor

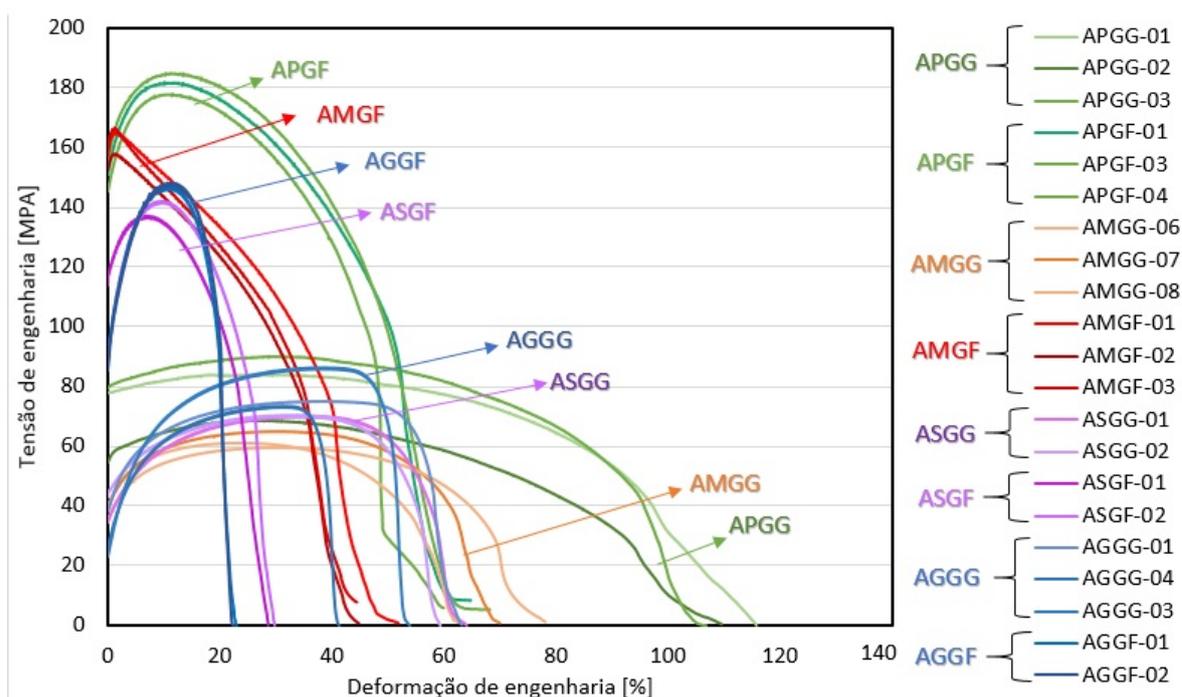
Observando as curvas, nota-se que para comparação efetiva das deformações, a parte de deformação elástica deveria ser desconsiderada, pois algumas amostras foram ensaiadas com extensômetro e outras não. Nas amostras que foram ensaiadas sem o extensômetro, a inclinação da região elástica pode ter uma inclinação maior, pois a elasticidade do sistema de garras pode ser medida em conjunto com a amostra, o que pode ocasionar erro na comparação.

Assim, foi realizado o ajuste de todas as curvas para análise, e foi obtido o gráfico da Figura 57.

$$\varepsilon_{plastico} = \varepsilon_{total} - (\sigma_{tensaonoponto})/E \quad (4.7)$$

sendo: E a inclinação da curva na região elástica

Figura 57 – Resultados dos ensaios de tensão x deformação plástica dos materiais GG e GF nas configurações de corpos de prova com formato AP, AS, AM e AG.



Fonte: Elaborada pelo autor

Nestes gráficos, é possível visualizar que há um aumento das tensões de escoamento e limite de resistência e redução de alongamento, quando há reduções dos tamanhos dos grãos. Nas literaturas de (CHAN; FU, 2011; CHAN et al., 2010; FU; CHAN, 2011; VEGA et al., 2014) e (RAULEA et al., 2001), esse comportamento é notado nos resultados.

Os valores das curvas ajustadas se encontram separadas por GF e GG nas tabelas 12 e 11 com os principais valores retirados das curvas de Tensão-Deformação

Na Tabela 12 e na Tabela 11, convém observar que o ε uniforme e ε total variam, dependendo do tamanho da peça conforme há redução de escala independente do tamanho do grão, sendo mais visível nas amostras de $1mm^3$. Essas diferenças ficam de acordo com a literatura estudada, pois Weiss et al. (2002), Ran, Fu e Chan (2013) mostram que, com a redução de escala, há um aumento da deformação uniforme e total.

Através da Equação 4.8 de Hollomon foi encontrado o coeficiente de encruamento

(η), apresentados na Tabela 11 e Tabela 12.

$$\sigma = K\varepsilon^n \rightarrow n = \frac{\log\sigma_{1\text{verdadeira}} - \log\sigma_{2\text{verdadeira}}}{\log\varepsilon_{1\text{verdadeira}} - \log\varepsilon_{2\text{verdadeira}}} \quad (4.8)$$

Tabela 11 – Resultados do ensaio de tração do material GG em função do volume útil do corpo de prova.

	AP-GG 1mm ³	AS-GG 28mm ³	AM-GG 42mm ³	AG-GG 252mm ³
	Média / desvio	Média / desvio	Média / desvio	Média / desvio
Área [mm ²]	1	4	6	12
σ_e Tensão de escoamento [MPa]	70 ±13,6	39 ±6	38 ±2,5	29 ±8
Limite de resistência [MPa]	81 ±11	70 ±0,15	62 ±3	78 ±7
Tensão de ruptura [MPa]	30 ±6,5	29 ±0,04	64 ±7	40 ±11
η - coeficiente de encruamento	0,1 ±0,09	0,14 ±0,12	0,21 ±0,06	0,32 ±0,27
ε_u Deformação uniforme [%]	27 ±1,8	34 ±0,74	28,5 ±4	36 ±4
ε_t Deformação total [%]	97 ±2,5	58 ±2	24 ±5,5	50 ±10
Nº de grãos na largura (121 μ m) N=l/D	8	17	25	50
Nº de grãos na espessura (121 μ m) N=t/D	8	17	17	17

Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 12 – Resultados do ensaio de tração do material GF em função do volume útil do corpo de prova.

	AP-GF 1mm ³	AS-GF 28mm ³	AM-GF 42mm ³	AG-GF 252mm ³
	Média / desvio	Média / desvio	Média / desvio	Média / desvio
Área [mm ²]	1	4	6	12
σ_e Tensão de escoamento [MPa]	150 ±5	101 ±17,5	156,5 ±4	87 ±2
Limite de resistência [MPa]	181,5 ±4	139,5 ±3,5	163 ±5	147 ±0,89
Tensão de ruptura [MPa]	76,49 ±4	66,5 ±8	66 ±4	88,5 ±19,5
η - coeficiente de encruamento	0,23 ±0,14	0,06 ±0,42	0,17 ±0,51	0,28 ±1,39
ε_u Deformação uniforme [%]	10,6 ±0,78	10 ±4,8	1,2 ±0,11	10,5 ±0,70
ε_t Deformação total [%]	52 ±4	25,1 ±2	37,5 ±2,5	18 ±2,5
Nº de grãos na largura (1 μ m) N=l/D	1000	2000	3000	6000
Nº de grãos na espessura (1 μ m) N=t/D	1000	2000	2000	2000

Fonte: Elaborada pelo autor

Se aplicarmos a equação de Hall-Petch, conforme (ARZT, 1998),

$$\sigma_Y = \sigma_0 + \left(\frac{ky}{d^{\frac{1}{2}}} \right) \tag{4.9}$$

Para tensão de escoamento média das amostras de GG $\sigma_0 = 44\text{MPa}$ e redução de grão para $1\mu\text{m}$, obtém-se uma tensão teórica de 114 MPA. A tensão de escoamento média medidas no ensaio foi de 123,25 para as amostras de (GF).

$$\sigma_Y = 44 + \left(\frac{0,068}{\sqrt{1\mu\text{m}}} \right) = 114\text{MPa} \tag{4.10}$$

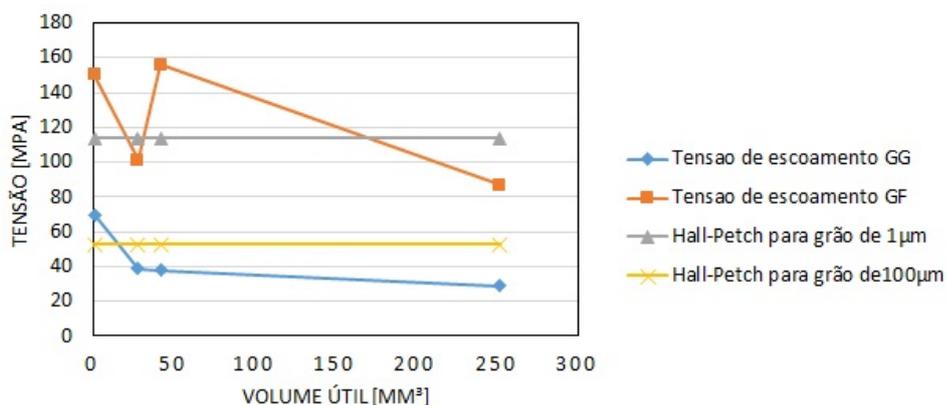
Na Tabela 13 estão os resultados das tensões de escoamento das amostras dos ensaios e a teórica.

Tabela 13 – Comparação da Tensão de Escoamento (σ_e) obtida e a prevista pela equação de Hall - Petch.

	σ_e GG	σ_e GF	Hall-Petch para grão de $1\mu\text{m}$	Hall-Petch para grão de $100\mu\text{m}$
AP-GG 1mm^3	70	150	114	52,8
AS-GG 28mm^3	39	101	114	52,8
AM-GG 42mm^3	37	157	114	52,8
AG-GG 252mm^3	29	86	114	52,8

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 58 – Comparação da Tensão de Escoamento ensaiada com a teórica

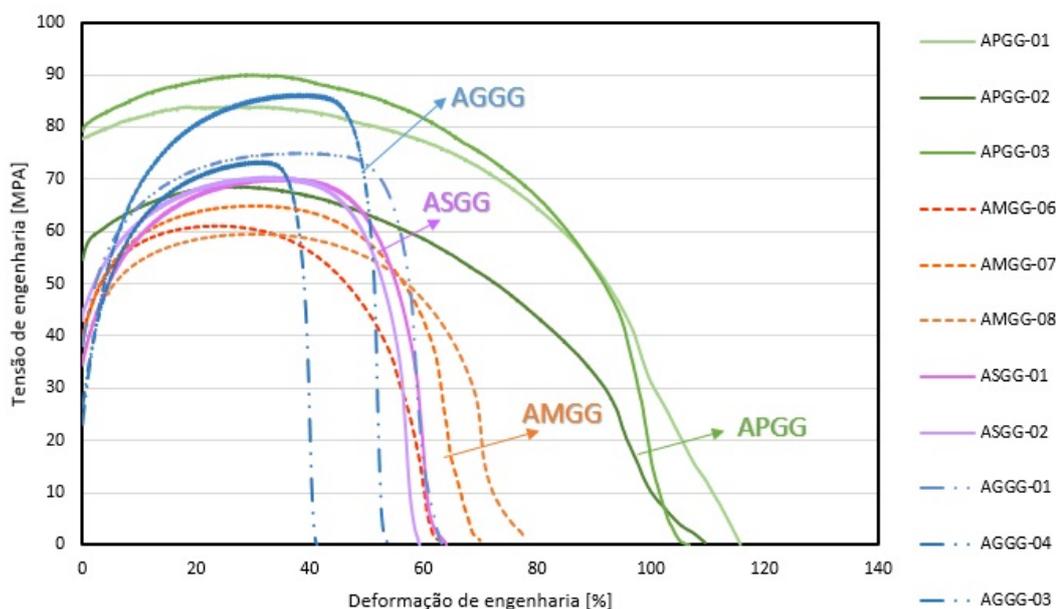


Fonte: Elaborada pelo autor

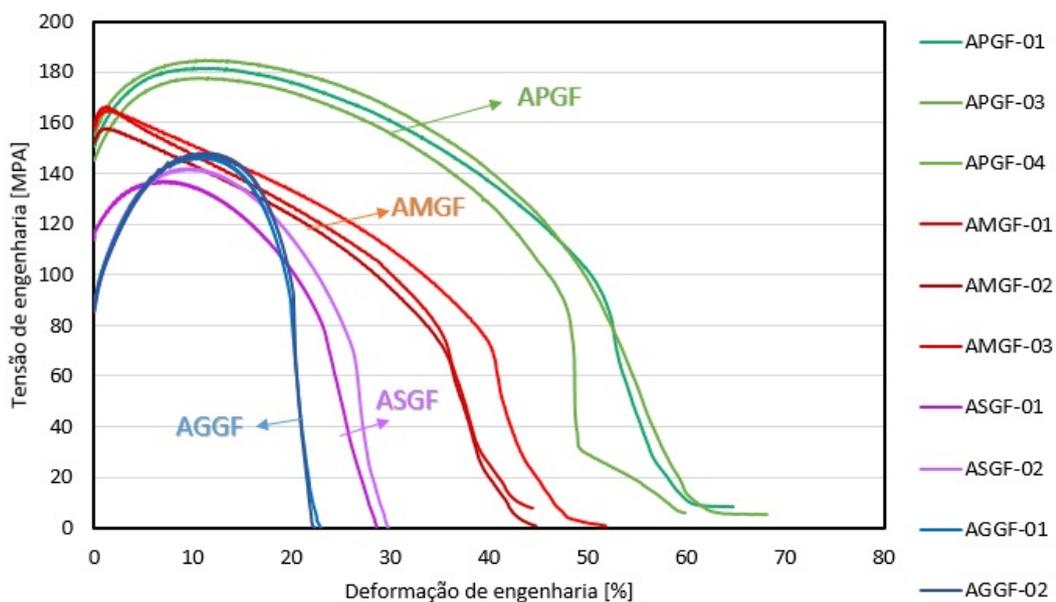
Nos gráficos da Figura 59a e da Figura 59b é possível observar os comportamentos das amostras comparando a escala em mm^3 , e perceber-se que a repetibilidade é alta nas amostras GF e não tão boa nas amostras GG.

Figura 59 – Comparação do efeito de escala:

(a) Amostras do material GG.



(b) Amostras do material GF.



Fonte: Elaborada pelo autor

No gráfico da Figura 59a, de comparação de escala GG, convém ressaltar que as curvas apresentam falta de repetibilidade, em todas as propriedades. Essa repetibilidade, conforme a literatura (JUSTINGER; HIRT, 2009) e (CHAN et al., 2010), deveria diminuir conforme reduz a escala do Cps, mas isso não ocorre nos GG, somente aparecendo nas amostras de GF 59b. Nas amostras de GF é possível observar que a repetibilidade diminui conforme a redução da escala.

Outro ponto que fica em desacordo com a literatura são os resultados de limite de resistência e tensão de escoamento que não tiveram um padrão, conforme reduz a escala dos cps. Nos trabalhos de Fu e Chan (2011), Raulea et al. (2001), Chan, Fu e Yang (2012), as tensões limite diminuem com a redução da espessura do corpo de prova. Independente se eram amostras de GG ou GF, foi observado um aumento das tensões com a diminuição da escala. Neste caso é importante verificar as diferenças dos trabalhos estudados. No entanto Weiss et al. (2002) diz que essa diferença ocorre de maneira sutil sendo observadas pequenas diferenças.

Yuan et al. (2013) fez um trabalho que relacionou diâmetro pelo comprimento inicial das amostras e observou pequenas diferenças de comportamento. Quando o comprimento inicial era de 25mm comparado a 20mm, no trabalho foi notado que quando o L_0 era maior (25mm) as amostras obtiveram um maior alongamento total como também um menor limite de resistência. Também neste mesmo trabalho foi relacionado L_0 com D_0 e observado que o alongamento medido diminuiu com o aumento de L_0/D_0 , até um valor de 20.

Na Tabela 14 apresenta-se a relação áreas iniciais com comprimentos iniciais das amostras ensaiadas. As dimensões das amostras utilizadas neste trabalho são sensíveis ao comprimento útil inicial.

Tabela 14 – Relação das amostras do comprimento inicial com a área inicial.

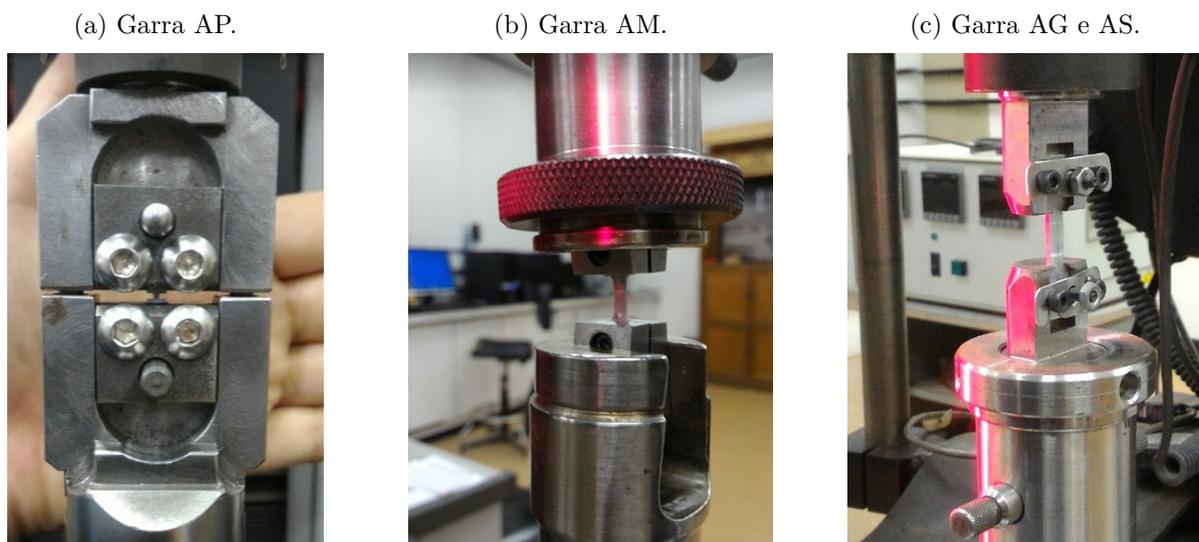
Amostras	AP	AS	AM	AG
Área inicial [mm^2]	1	4	6	12
Comprimento Inicial [mm]	1	7	7	21
Relação l/a	1	1,75	1,16	1,75

Fonte: Elaborada pelo autor

A fonte de variação de tensões de comportamento até a estricção também pode estar correlacionada aos diferentes arranjos experimentais utilizados: diferentes máquinas de ensaio, diferentes células de carga e sistemas de fixação de amostra.

Na Figura 60c é possível verificar a diferença de sistema de agarramento das amostras quando comparado aos sistemas das outras garras Figura 60a e 60b.

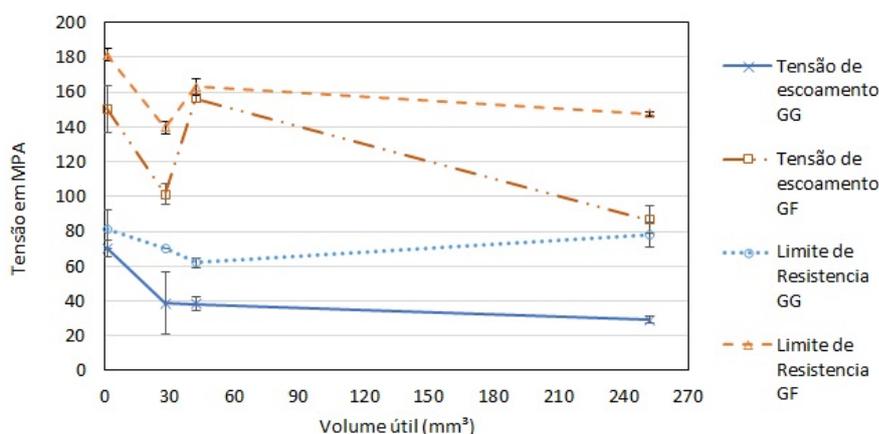
Figura 60 – Sistemas de garras dos ensaios de tração.



Fonte: Elaborada pelo autor

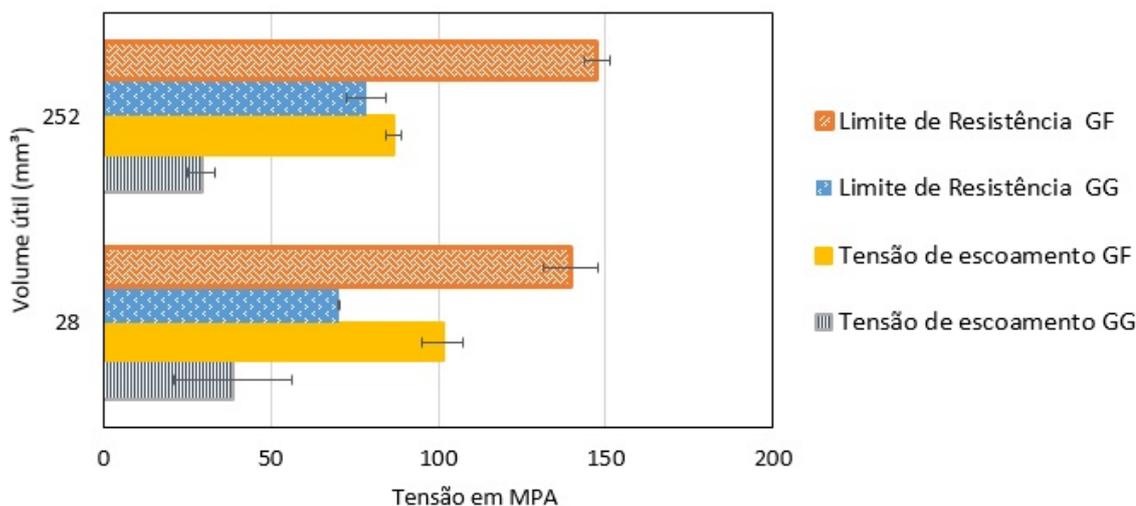
A Figura 61 mostra a variação das tensões de escoamento e de limite de resistência dos ensaios de tração. Observa-se um tendência de aumento de tensão limite quando se diminui o tamanho do corpo de prova. No entanto se a análise for restrita às amostra AG e AS, ensaiadas em um mesmo equipamento, com mesmo sistema de fixação e corpos de prova com a mesma relação l/a, que é apresentada na Figura 62. Nota-se que as tensões de escoamento e limite de resistência para os volumes úteis de 252mm³ e 28mm³ são muito próximas, mas que há uma tendência de ligeiro aumento no limite de escoamento e de diminuição do limite de resistência.

Figura 61 – Gráficos de comparações de tamanho de grãos e escalas das tensões de escoamento e limite de resistência.



Fonte: Elaborada pelo autor

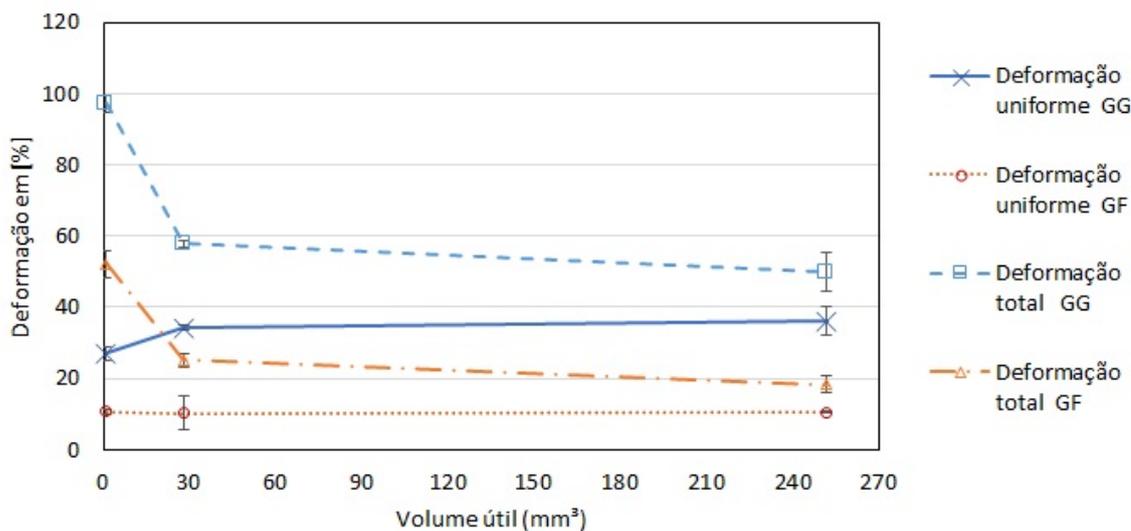
Figura 62 – Comparação Tensão de escoamento e Limite de resistência das amostra AS(28mm³) e AG(252mm³).



Fonte: Elaborada pelo autor

No gráfico da Figura 63 é visualizado que as amostras de GF obtiveram pequenas deformações uniformes e totais. As deformações uniformes não apresentaram grandes alterações nas escalas. Já as deformações totais obtiveram uma alteração significativa nas amostras de AP (1mm³). As amostras GG apresentaram uma tendência de diminuição das deformações uniformes quando há redução na escala, sendo oposto das deformações totais que tendem aumentar conforme há redução de escala.

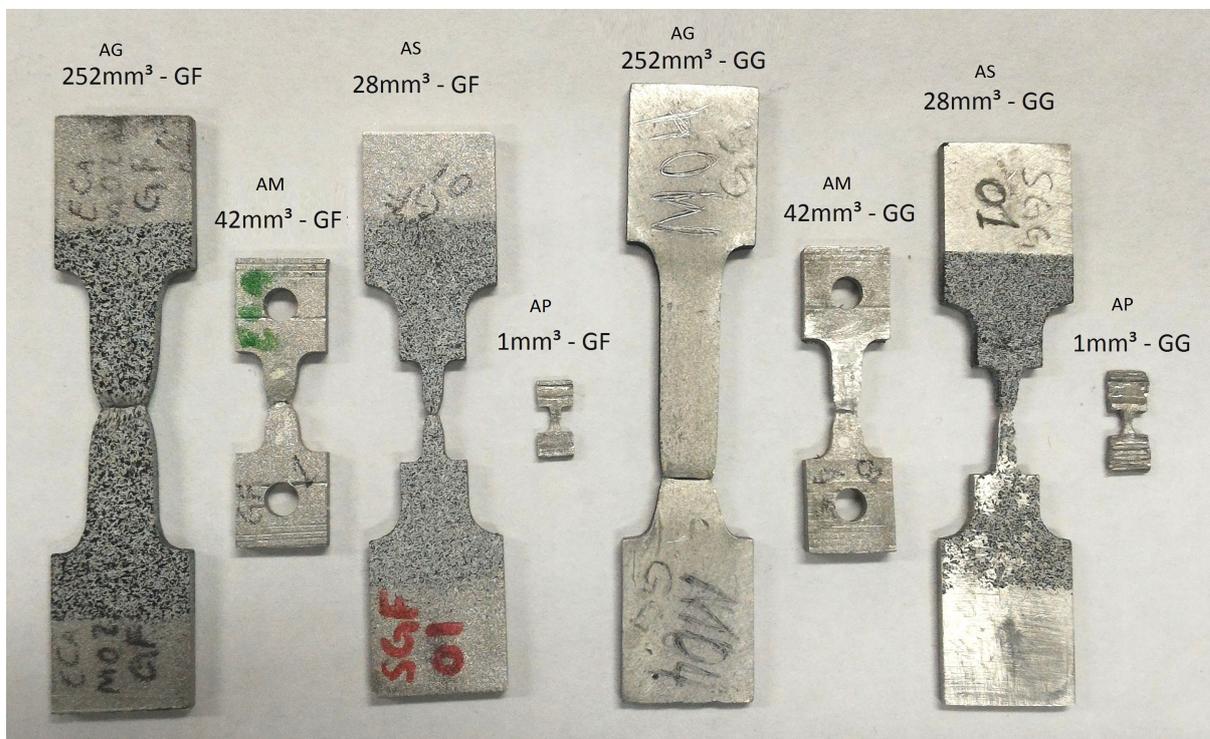
Figura 63 – Efeito do volume útil do corpo de prova de tração no alongamento uniforme e no alongamento total dos materiais GG e GF.



Fonte: Elaborada pelo autor

Na Figura 64, podem-se visualizar as amostras depois de ensaiadas, a diferença de alongamento entre elas como também o tipo de pescoço formado depois da fratura.

Figura 64 – Corpos de prova dos materiais GG e GF após o ensaio de tração.



Fonte: Elaborada pelo autor

4.6 ANÁLISE DA SUPERFÍCIE

4.6.1 Fractografia do ensaio de tração

Como visto nas curvas de tensão x deformação, as amostras sofreram rupturas com deformações distintas, logo a área da fratura final é característica importante, pois tem relação direta com a ductilidade do material. O comportamento das amostras de GG apresenta um maior alongamento, portanto é mais dúctil, logo a ductilidade de $GG > GF$. Assim, foi realizada uma análise da superfície das fraturas por MEV da superfície comparando as escalas e os tamanhos de grãos delas como também o tamanho de dimples na estrutura de GF e de GG.

Segundo Rösler, Harders e Baeker (2007), a zona de cisalhamento se forma em consequência do alívio de tensões triaxiais com a proximidade da superfície e caracteriza-se pela inclinação de aproximadamente 45° , em relação ao eixo de tração.

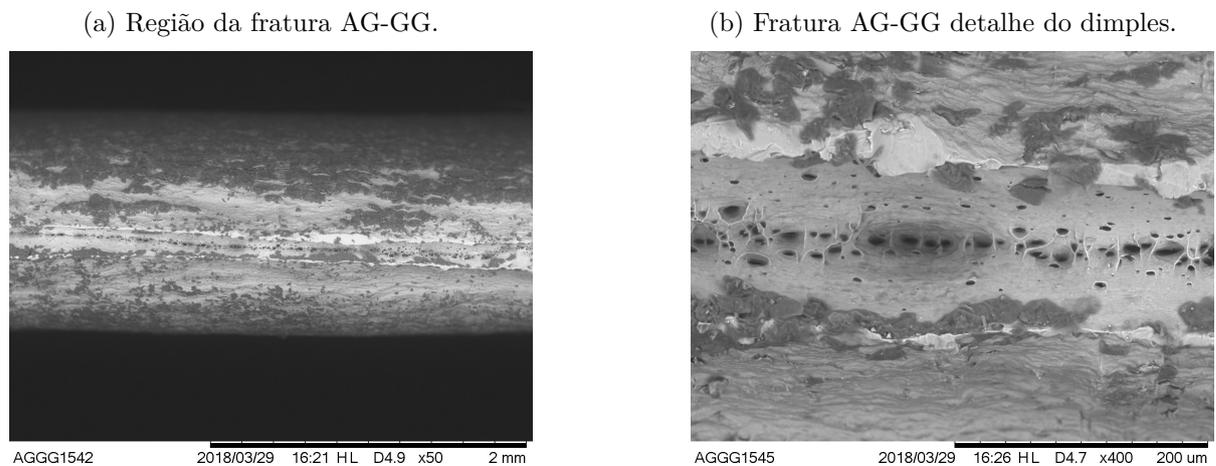
Como fator relevante, é a força de tração que desenvolvem inicialmente microvazios nas proximidades do centro do corpo de prova e então se espalham na proximidade do mesmo, impondo um maior carregamento de tensões às áreas contíguas, pois a seção trans-

versal sofre uma redução de área, devido à ruptura por “dimples” que envolve nucleação, crescimento e coalescência de microvazios por quebra ou de-coesão das partículas.

Nas Figura 65a e Figura 65b apresentam-se as mesmas amostras com aumentos diferentes.

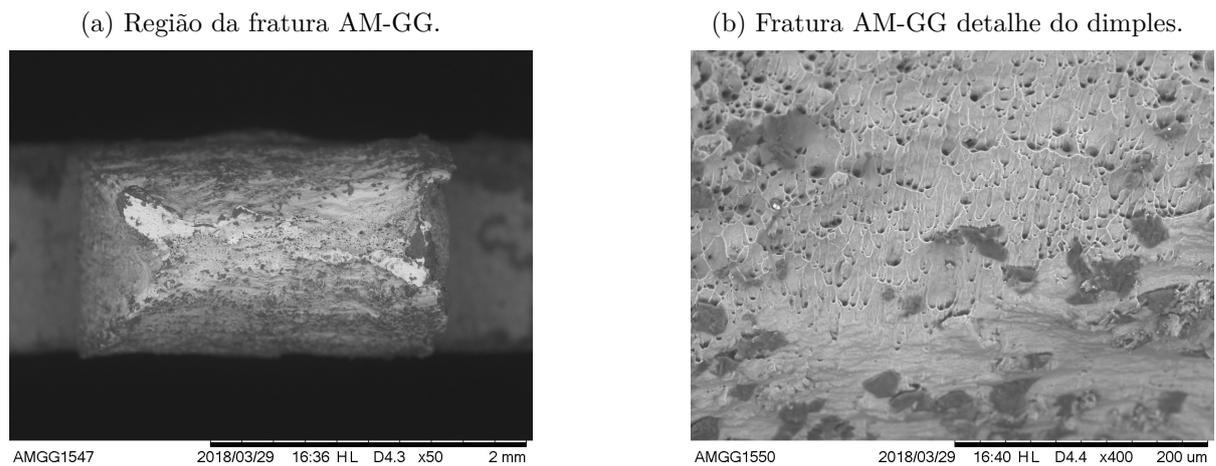
Nas amostras de GG das Figuras 65a, 66a, 67a e 68a, observa-se comportamento de fratura dúctil, e nas figuras 65b, 66b, 67b e 68b observam-se dimples arredondados e profundos.

Figura 65 – Análise da superfície da fratura da amostra AGGG



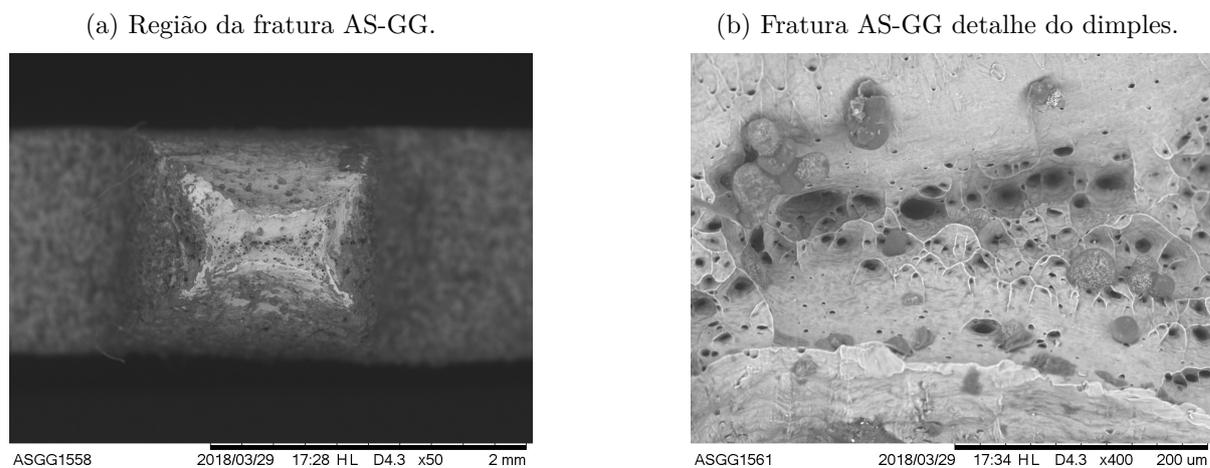
Fonte: Elaboradas pelo autor

Figura 66 – Análise da superfície da fratura da amostra AMGG



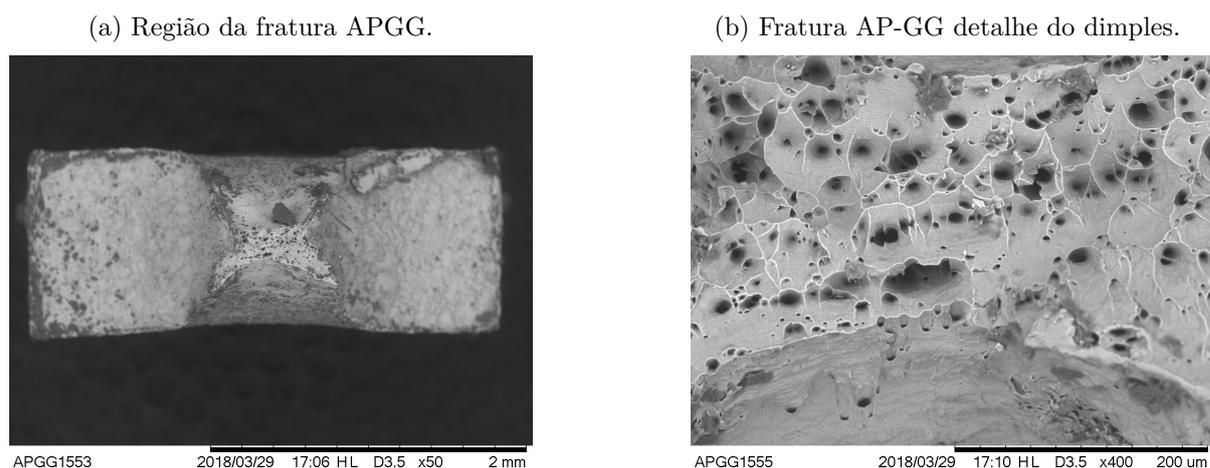
Fonte: Elaboradas pelo autor

Figura 67 – Análise da superfície da fratura da amostra AS-GG



Fonte: Elaboradas pelo autor

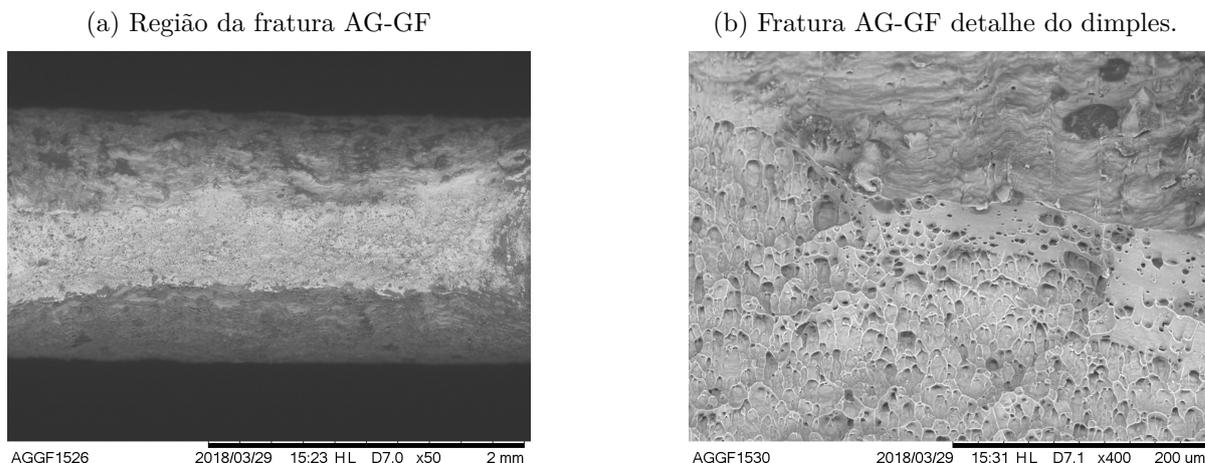
Figura 68 – Análise da superfície da fratura da amostra APGG



Fonte: Elaboradas pelo autor

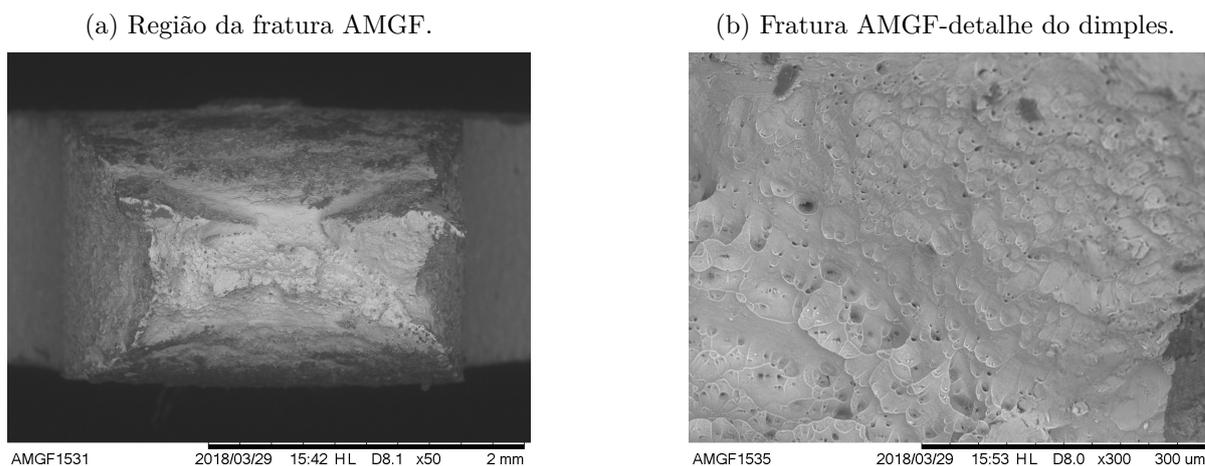
Nas amostras de GF das figuras 69a, 70a, 71a e 72a, observa-se que as amostras também mostram uma fratura dúctil e as figuras nas 69b, 70b, 71b e 72b, os dimples não são tão profundos quanto os do material de GG. Estes são dimples de cisalhamento, que são caracterizados por pequenas ondulações de cisalhamento alongadas e rasas.

Figura 69 – Análise da superfície da fratura da amostra AG-GF



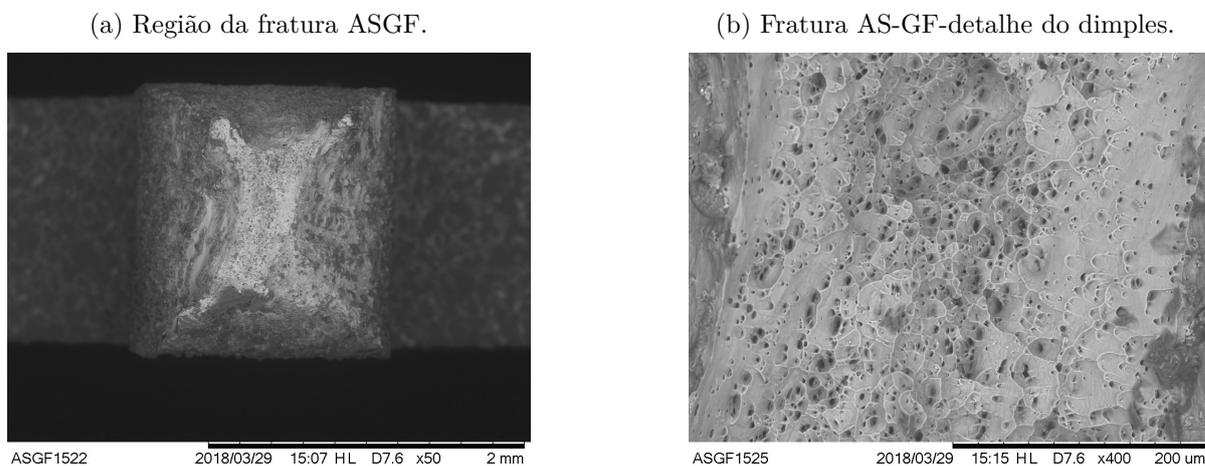
Fonte: Elaboradas pelo autor

Figura 70 – Análise da superfície da fratura da amostra AMGF



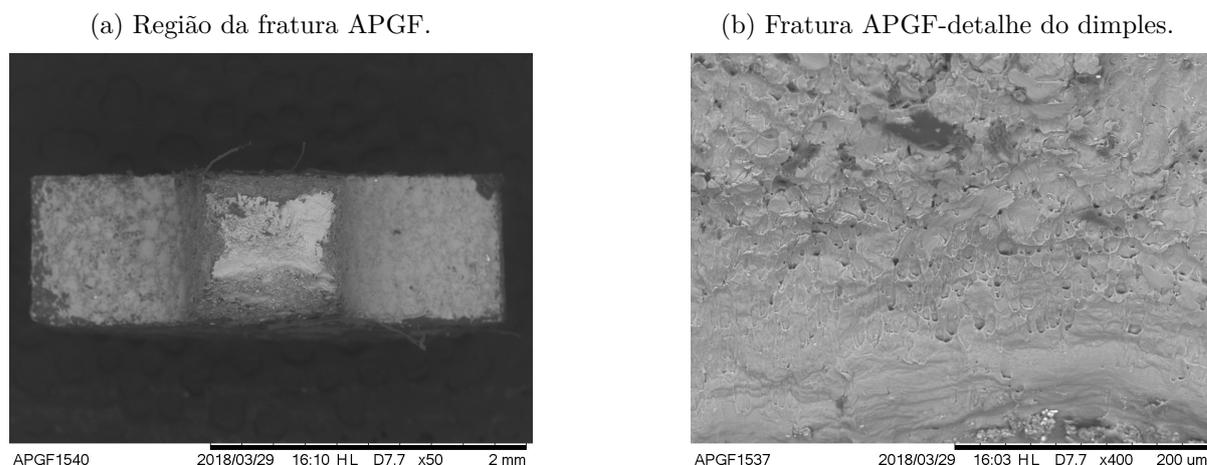
Fonte: Elaboradas pelo autor

Figura 71 – Análise da superfície da fratura da amostra AS-GF



Fonte: Elaboradas pelo autor

Figura 72 – Análise da superfície da fratura da amostra APGF



Fonte: Elaboradas pelo autor

Pode-se observar que as fraturas têm caráter dúctil, e que as amostras GF apresentaram dimples menores do que as amostras GG. a área de fratura e o diâmetro dos dimples foram medidos pelas imagens de MEV com o auxílio do *software* AUTOCAD e os resultados encontram-se na Tabela 15.

Tabela 15 – Área/Perímetro/Dimples/Redução da área das fraturas das amostras

AMOSTRAS	Área de fratura [mm^2]	Perímetro da fratura [mm]	Tamanho médio dos dimples [μm]	Proporcionalidade área ($A_i - A_f / A_i$)
AG-GG ($252mm^3$)	0,55	7,06	23 +/- 5	95%
AG-GF ($252mm^3$)	1,88	8,31	11 +/- 5	84%
AM-GG ($42mm^3$)	0,55	5,77	18 +/- 3	91%
AM-GF ($42mm^3$)	1,24	5,72	9 +/- 1	79%
AS-GG ($28mm^3$)	0,35	3,33	35 +/- 5	91%
AS-GF ($28mm^3$)	0,59	5,43	13 +/- 1	86%
AP-GG ($1mm^3$)	0,14	2,45	22 +/- 3	86%
AP-GF ($1mm^3$)	0,34	2,94	5 +/- 2	66%

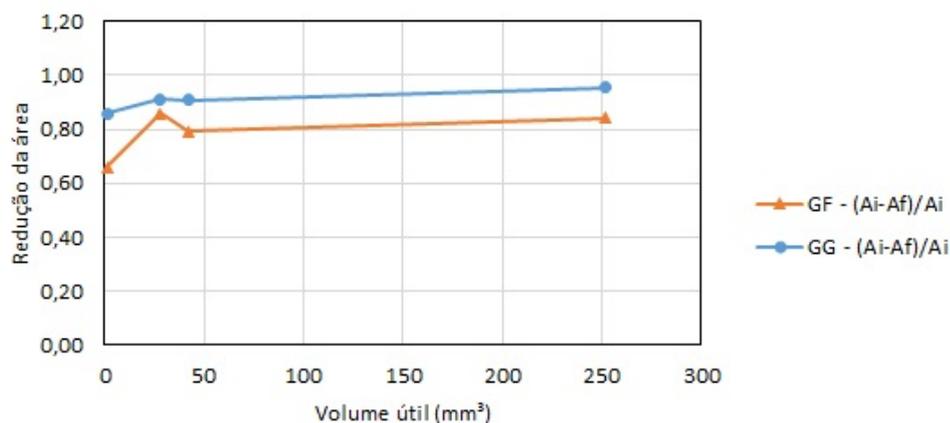
Fonte: Elaborada pelo autor

A Figura 73a mostra a variação de área ($A_i - A_f$)/ A_i e na Figura 73b o tamanho dos dimples em função do volume útil. É importante observar que a redução de área não acompanhou a diferença de alongamento nas amostras AP. Na Figura 63, a maior deformação entre as escalas é das amostras AP tanto no GF quanto no GG, mas quando observada a Figura 73a, a amostra AP apresenta menor redução de áreas que as outras amostras nos dois materiais.

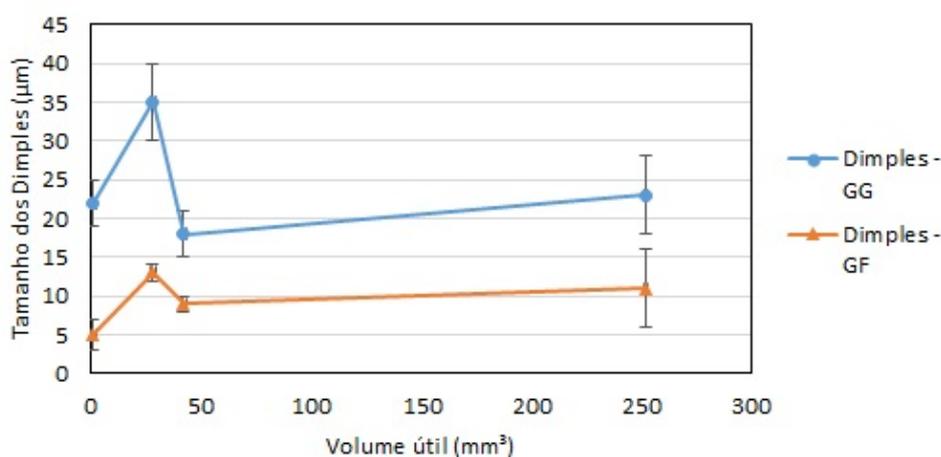
No gráfico da Figura 73b, é observa-se que os tamanhos dos dimples das amostras GG são maiores que os de GF. E é possível entender que quanto menor o grão, menor é a deformação plástica e menores são os dimples. Esse comportamento fica mais claro na secção 4.6.2.

Figura 73 – Gráficos da análise da superfície.

(a) Redução de área em função do volume útil.



(b) Tamanho dos Dimples x volume das amostras.



Fonte: Elaborados pelo autor

A redução de área não seguiu a tendência da deformação após o empescoçamento, portanto o aumento da deformação total não está correlacionado a um aumento de ductilidade por efeito de escala.

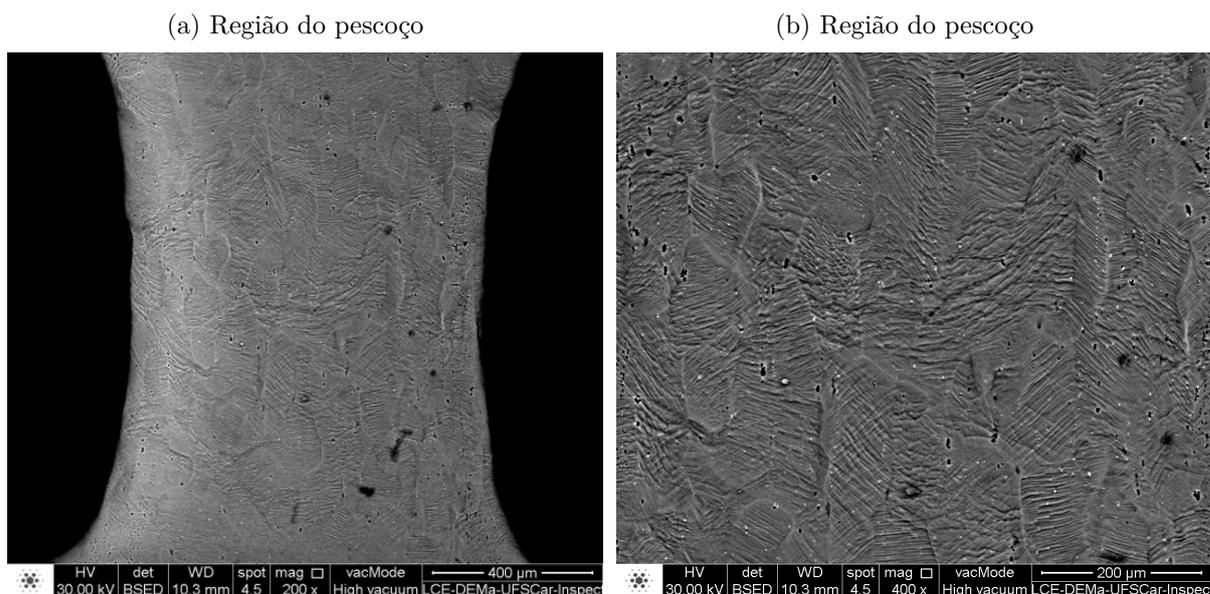
Um estudo de Matic, III e Jolles (1987) dos efeitos de L_0/D_0 mostrou que as curvas de tensão-deformação de engenharia foram dependentes da geometria da amostra. Gupta e Ambasht (1982) investigaram o comportamento à tração de amostras de alumínio e cobre com diferentes comprimentos e diâmetros de medida. Seus estudos mostraram que quando a carga atingia o seu máximo, o início do pescoço dependia do comprimento e do diâmetro da amostra.

4.6.2 Ensaio interrompido de tração: MEV da superfície

O processo de fratura se inicia com o rompimento do material ao redor de partículas intermetálicas, formando dimples que caracterizam a fratura dúctil, após a trinca atingir um tamanho crítico, a fratura é rápida.

Pode-se verificar, na Figura 74a, a região do pescoço, e na Figura 74b, detalhe AP-GG (amostra de 1mm³ de grão grosseiro): trinca central e formação de dimples associados às partículas de dispersóides (pontos brancos). A concentração da deformação em bandas de cisalhamento e direções e intensidades das bandas seguem relação entre tensão de cisalhamento principal externa e a orientação cristalográfica dos grãos. É possível observar o início de trinca central. Na Figura 75a e na Figura 75b aparecem concentrações de dimples nas regiões laterais.

Figura 74 – Análise da superfície do ensaio interrompido da amostra APGG (Imagem obtida em MEV).

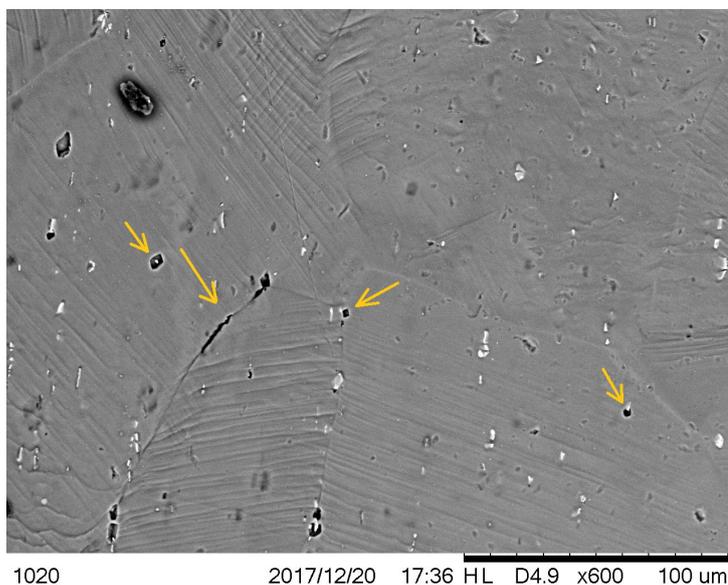


Fonte: Elaboradas pelo autor

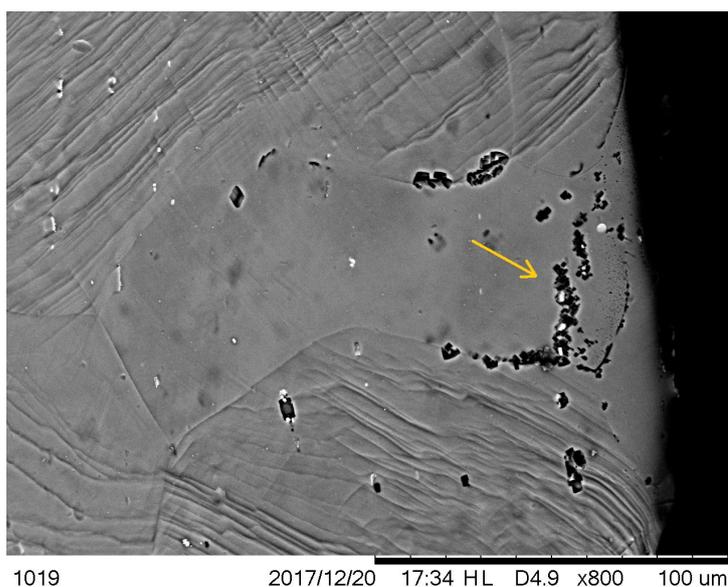
Na ampliação da Figura 75a aparecem regiões de ruptura inicial ao redor dos dispersóides (Figura 75a) e o coalescência dessas regiões de fratura (Figura 75b).

Figura 75 – Detalhes da superfície do ensaio interrompido na amostra AP-GG

(a) Região do pescoço AP-GG x600



(b) Região do pescoço AP-GG x800

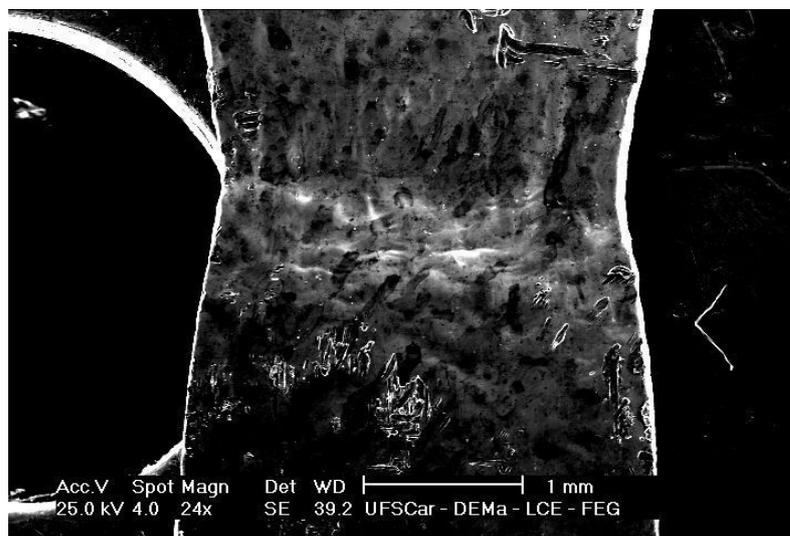


Fonte: Elaboradas pelo autor

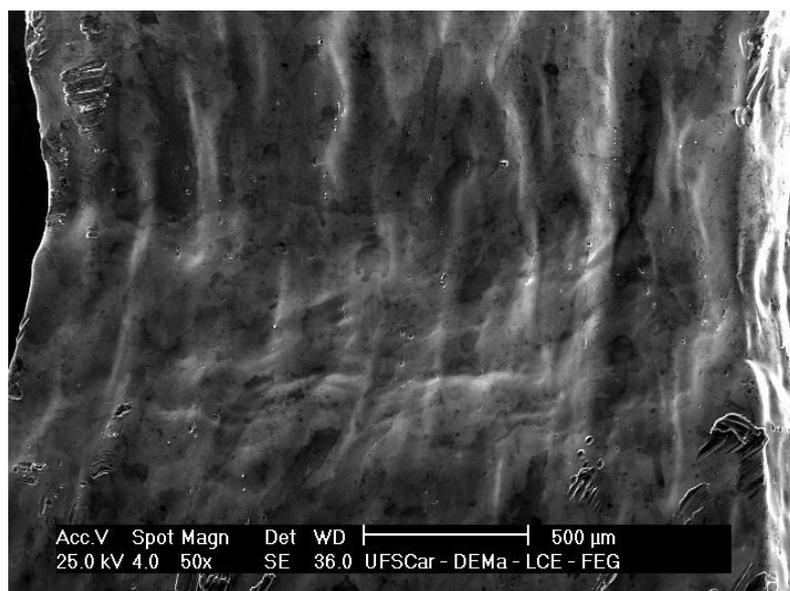
Na superfície da Figura 76a é apresentada a região de interesse do CP de GF e na Figura 76b é possível ver a redução localizada de espessura orientada na direção longitudinal e não é possível visualizar bandas de deformação de interações de grãos, como no caso das amostras de GG. Na Figura 76c, o rompimento ao redor das partículas de intermetálicos é menos evidente.

Figura 76 – Análise da superfície do ensaio de tração interrompido da amostra AMGF

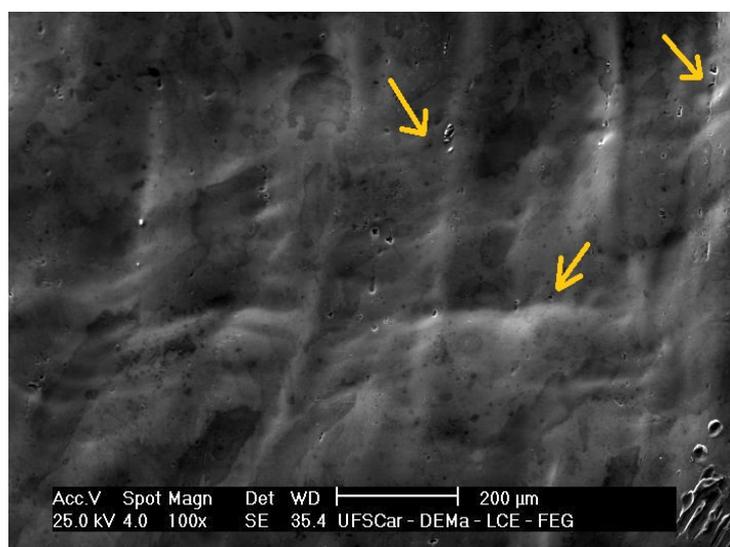
(a) Região do pescoço AMGF x24



(b) Região do pescoço AMGF x50



(c) Região do pescoço AMGF x100



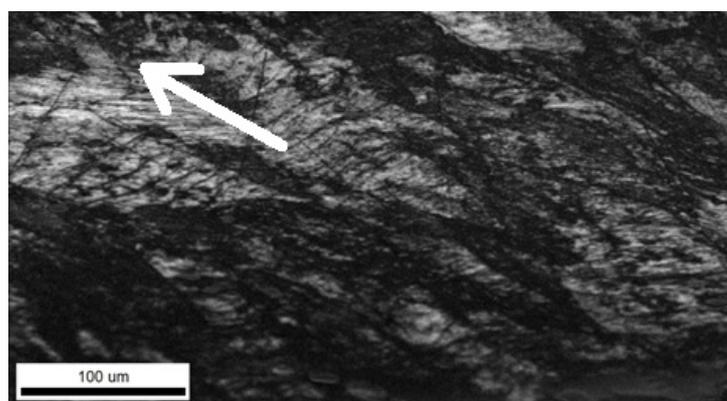
Fonte: Elaboradas pelo autor

4.6.3 Ensaio interrompido de tração: EBSD da superfície.

Na Figura 77, é apresentado o ensaio de EBSD da área próxima ao pescoço do AGGG: mostrando que a variação de orientação interna aumenta consideravelmente na área próxima à ruptura.

A seta branca a indica direção de tração e as áreas escuras com menor índice de qualidade de feixe difratado indicam concentração da deformação.

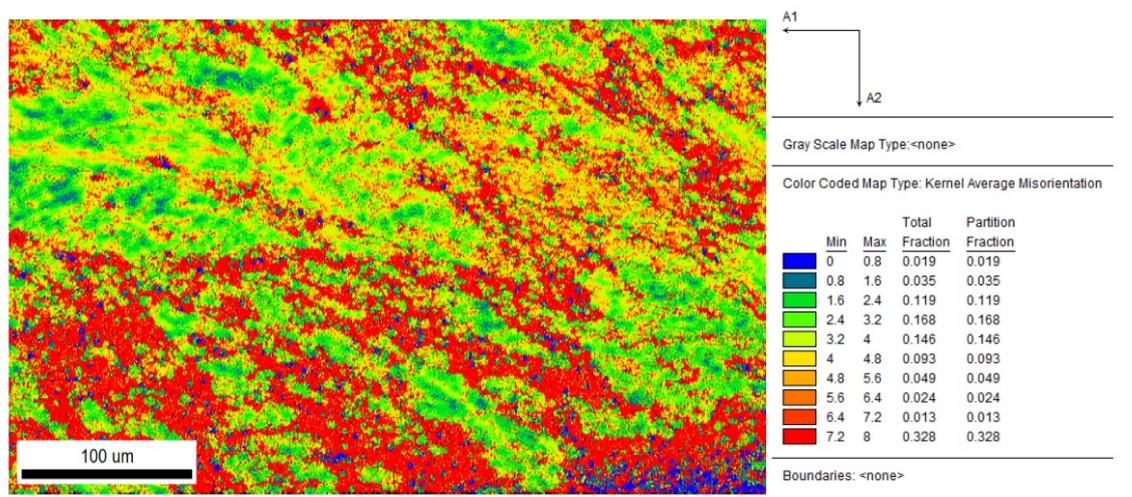
Figura 77 – Mapeamento de Índice de qualidade de imagem (IQ) obtido por EBSD na região de empescoçamento da amostra AMGG. A seta indica a direção de tração.



Fonte: Elaborada pelo autor

Na imagem de KAM da Figura 78, pode-se observar o aumento significativo da desorientação entre regiões vizinhas dentro do mesmo grão (máxima desorientação nas bandas de cisalhamento) sendo 32,8% da área analisada.

Figura 78 – Mapeamento de KAM da região de empescoçamento da amostra AMGG.



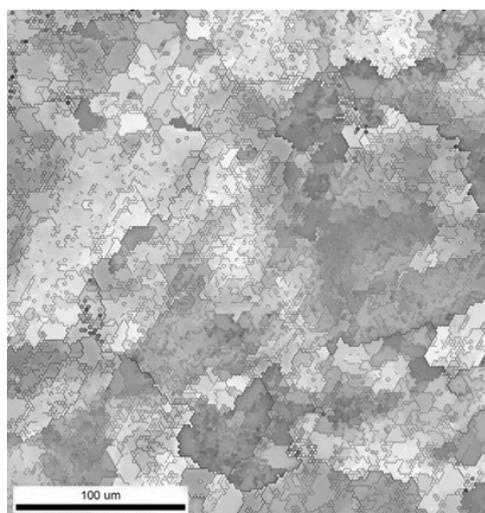
Fonte: Elaborada pelo autor

A Figura 79 apresenta o Mapeamento do índice de qualidade IQ da amostra AMGG na superfície da deformação uniforme, que se mostra quase sem áreas escuras que indicam

baixa concentração de deformação.

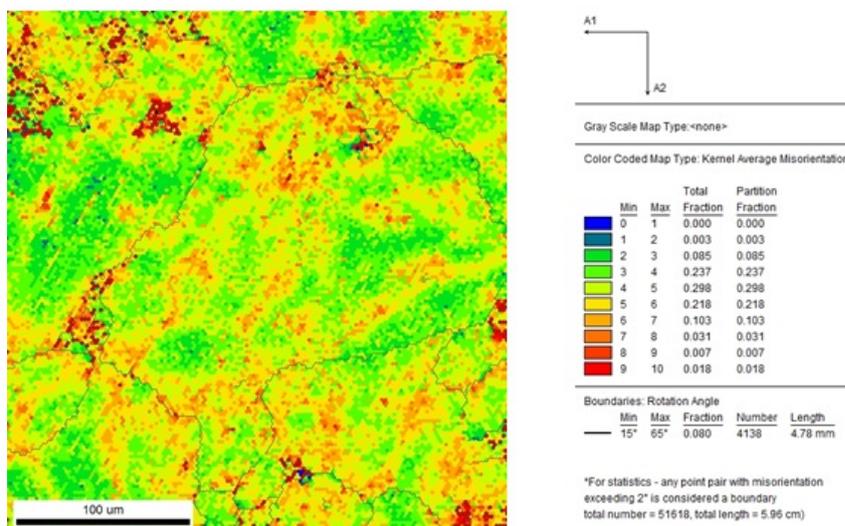
A Figura 80 apresenta o KAM da área com a deformação uniforme do material GG, que tem 53% da área analisada nas faixas 3 a 5 graus de desorientação.

Figura 79 – Mapeamento de Índice de qualidade de imagem (IQ) obtido por EBSD da região de deformação uniforme da amostra AMGG.



Fonte: Elaborada pelo autor

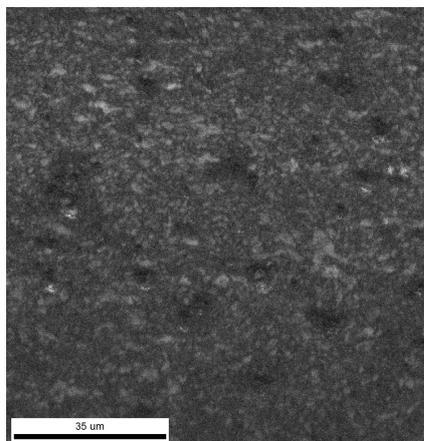
Figura 80 – Análise de KAM na região de deformação uniforme da amostra AMGG.



Fonte: Elaborada pelo autor

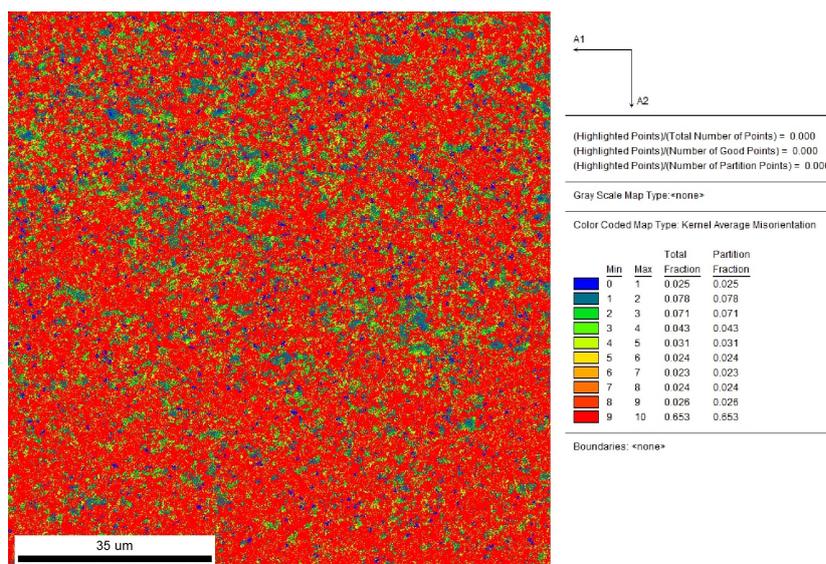
Na Figura 81, de índice de qualidade (IQ), fica clara a diferença entre as amostras GG e GF. No mapa de KAM da Figura 82, há um aumento considerável das regiões de contorno de alto ângulo e espaçamento das paredes de células de discordâncias, o que leva a deformação passar a ocorrer mais na região de contorno de grão do que no interior dos grãos, enquanto para o GG a deformação se dá com a formação de novos contornos.

Figura 81 – Mapeamento de qualidade de imagem (IQ) obtido por EBSD da região de empescoamento da amostra AMGF.



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 82 – Mapeamento de KAM da região do pescoço da amostra AMGF.



Fonte: Elaborada pelo autor

Como já observado em (WANG et al., 2010), a deformação é utilizada para repartir os grãos e formar contornos. Com isso, na amostra GF, ocorre espessamento do contorno e a deformação ocorre por estas regiões de contorno ao invés do interior dos grãos.

No gráfico da Figura 83a, é apresentada a comparação das mudanças do grau de desorientação na região de estrição e na região de inicial das amostras de GF, e nos gráficos da Figura 83b, é apresentada a comparação das mudanças do grau de desorientação (em graus) entre as regiões da amostra, inicial, deformação uniforme e região da estrição, do materiais GG.

No gráfico na Figura 83a, é possível ver que há uma mudança significativa dos ângulos após o ensaio de tração. Na condição inicial, observa-se que o pico de 0,47 da

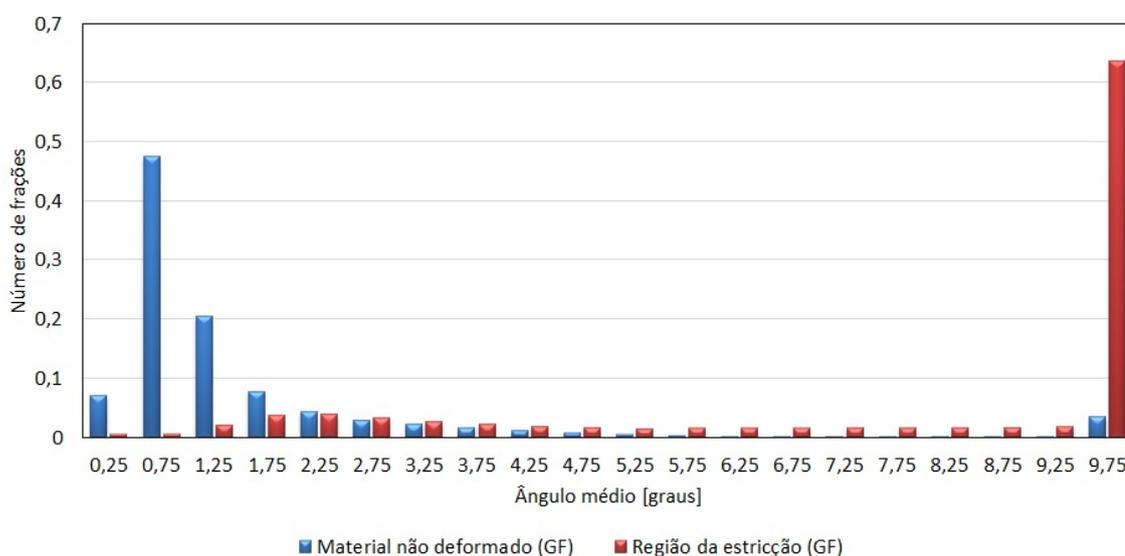
fração está no ângulo de $0,75^\circ$, e depois do ensaio o pico fica em $0,63$ no ângulo de $9,75^\circ$.

No gráfico da Figura 83b, também é possível ver que há uma mudança significativa dos ângulos após o ensaio de tração, mas é menor que nas amostras de GF. Nas amostras de GG a concentração fica em $0,5$ no ângulo de $0,75^\circ$ na condição inicial, que é bem próxima ao de GF. E depois do ensaio o pico fica em $0,3$ da fração no ângulo de $9,75^\circ$.

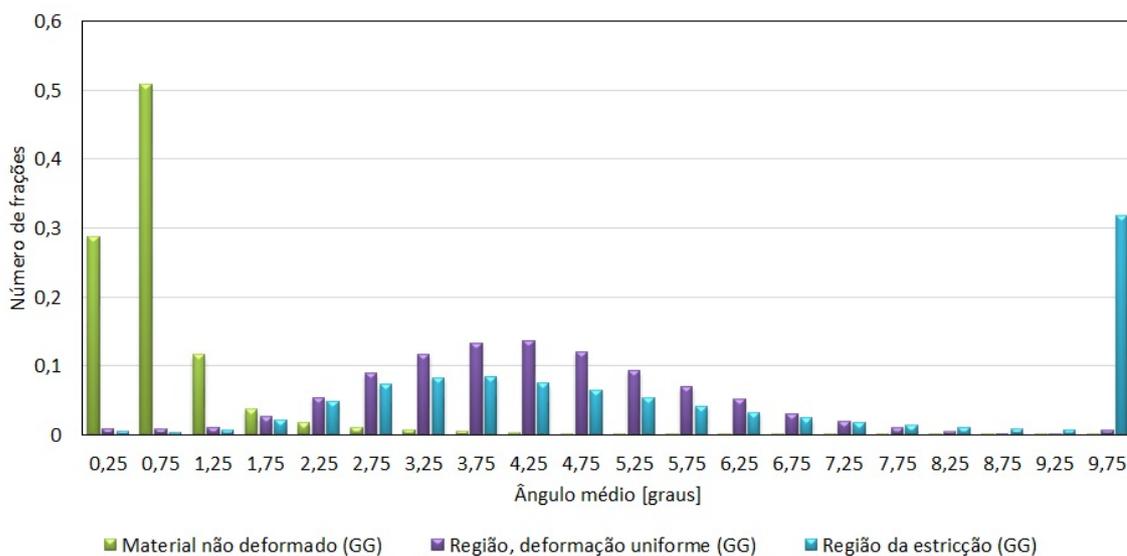
É importante observar no gráfico que a região uniforme e a região inicial de GG têm um comportamento de curva de distribuição positiva significativa entre os ângulos de $1,75^\circ$ e $6,75^\circ$, mas nas amostras de GF esse comportamento não é o mesmo.

Figura 83 – Comparação na mudança do grau de desorientação (em graus) da análise de KAM das amostras GG e GF.

(a) Amostra GF



(b) Amostra GG



Fonte: Elaborada pelo autor

A observação da superfície da região de empescoçamento e as medidas de KAM mostram que o mecanismo de deformação nas amostras GG e GF foi bem diferente:

- a) A concentração de deformação nas amostras GG ocorre majoritariamente no interior dos grãos e na sua subdivisão das bandas de cisalhamento. Há maior influência da orientação cristalográfica do grão na distribuição da deformação;
- b) Na amostra GF, não há participação do interior do grão na deformação; a concentração de deformação se dá por espessamento das regiões de contorno e a deformação prossegue por escorregamento entre essas regiões. Bandas de cisalhamento são distribuídas seguindo a direção de cisalhamento máximo.

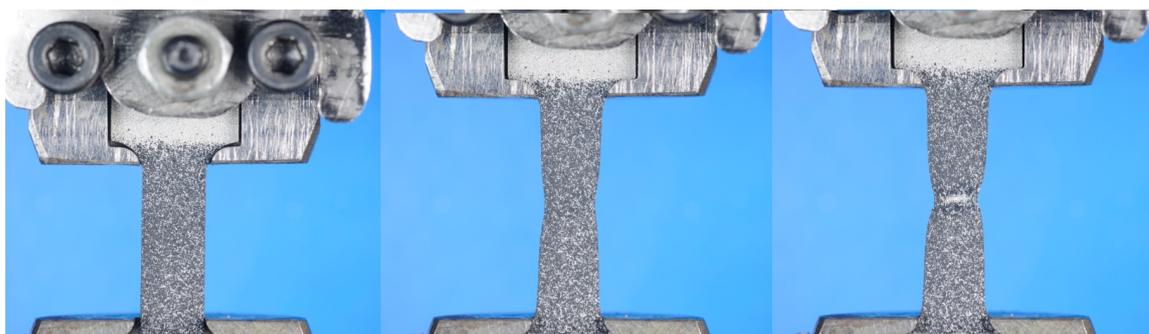
4.7 ANÁLISE DE VFM

Os ensaios de tração foram realizados pelo método VFM (correlação de imagem). Nas figuras 84a e 84b verificou-se o comportamento do empescoçamento das amostras de grãos ultrafinos e de grãos grosseiros.

A amostra GF sofre alongamento uniforme menor do que a amostra GG e no ensaio analisado a região de empescoçamento ocorreu na parte central do corpo de prova, enquanto a ruptura da amostra GG ocorreu mais próxima à garra.

Figura 84 – Sequência de rompimento da amostras.

(a) Amostra AG-GF: foto 00, 89 e 96



(b) Amostra AGGG: foto 00, 117 e 122



Fonte: Elaboradas pelo autor

A análise de DIC proporcionou verificar o comportamento em tempo real de ensaio dos componentes de deformação ε_{xx} , ε_{yy} e ε_{xy} , em diferentes regiões dos corpos de prova. Também foi calculada a relação de deformação ν_n .

$$\nu_n = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x} \quad (4.11)$$

Onde: ε_y é a deformação na direção y (transversal), ε_x é a deformação na direção x (longitudinal), grandezas adimensionais, já que são deformações.

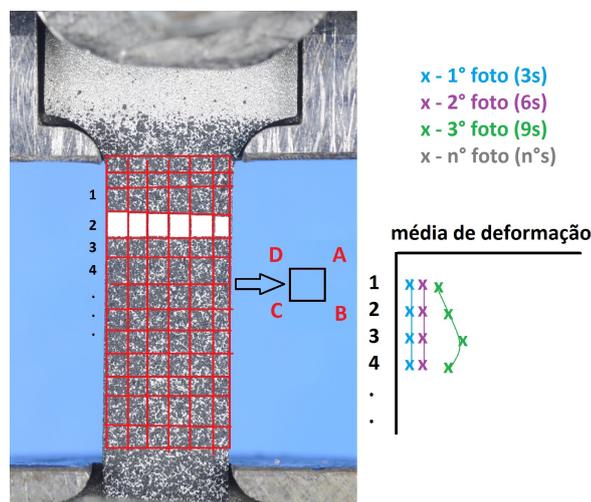
Relacionando a Equação 2.1 de anisotropia tem-se:

$$R = \frac{\varepsilon_x}{\varepsilon_x \cdot \varepsilon_y} \quad (4.12)$$

O *software Ncorr* realizou uma malha quadrática sobre as fotos do ensaio e a partir da primeira foto de referência calculou a distorção da grade por deslocamento dos pontos a cada passo de deformação

A Figura 85 mostra a representação da grade: para cada secção (1, 2, 3 ...) foi calculada a média das deformações, e a deformação para cada etapa de deformação. O resultado das médias por seção, ao longo do tempo, é apresentado nas Figuras 86a, 88a, 90a e 92a.

Figura 85 – Representação do sistema de resultados do DIC.



Fonte: Elaborada pelo autor

A partir de interpolação com as medidas da célula de carga foram construídos os gráficos de tensão-deformação verdadeira para cada seção. Esses gráficos são apresentados nas figuras 87, 89, 91 e 93.

A Figura 86a apresenta os resultados da amostra AGGG (252 mm³). A deformação uniforme longitudinal ε_L foi de aproximadamente 0,27 (Figura 86a) e a deformação uniforme transversal ε_T de -0,1 (Figura 86b). Também é possível observar que próximo à

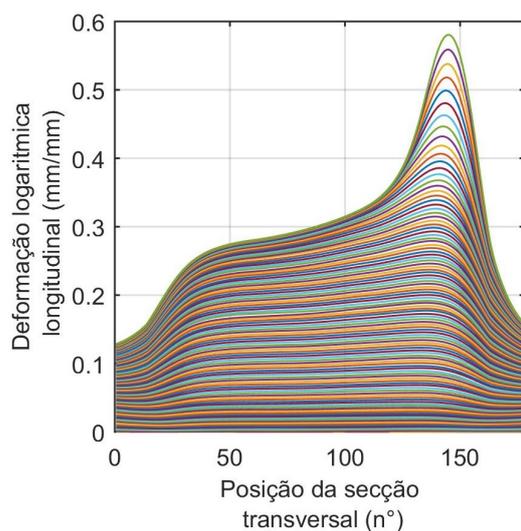
região de modificação de largura do corpo de prova ocorre uma maior restrição à deformação.

O empesçoamento da amostra esteve entre as seções 125 a 160 representando uma porcentagem de 17,5%, com um pico de deformação de 0,58. O gráfico 86b apresenta uma deformação uniforme de $\varepsilon_T = -0,095$ que é bem menor quando comparada à deformação longitudinal. O pico também teve menor intensidade e ocorreu nas mesmas seções da longitudinal. Durante a deformação uniforme, a relação de deformação foi 0,33 e obteve um R de 0,54 na região uniforme.

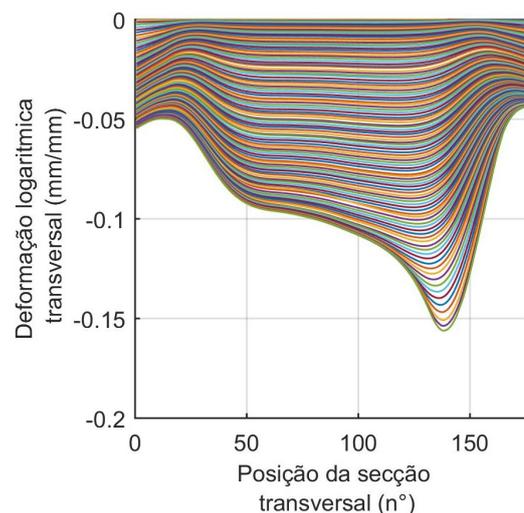
Observa-se também que da secção (0 até a 25) e da (170 até a 200) há uma deformação menor na região próxima as garras.

Figura 86 – Análise DIC da amostra AGGG (252mm^3).

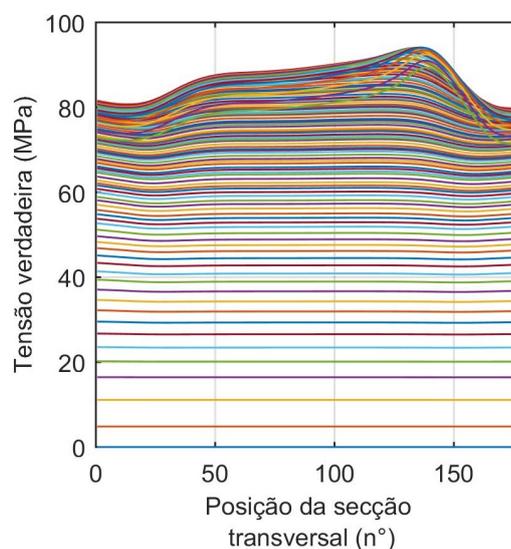
(a) Amostra AGGG deformação longitudinal.



(b) Amostra AGGG deformação transversal.



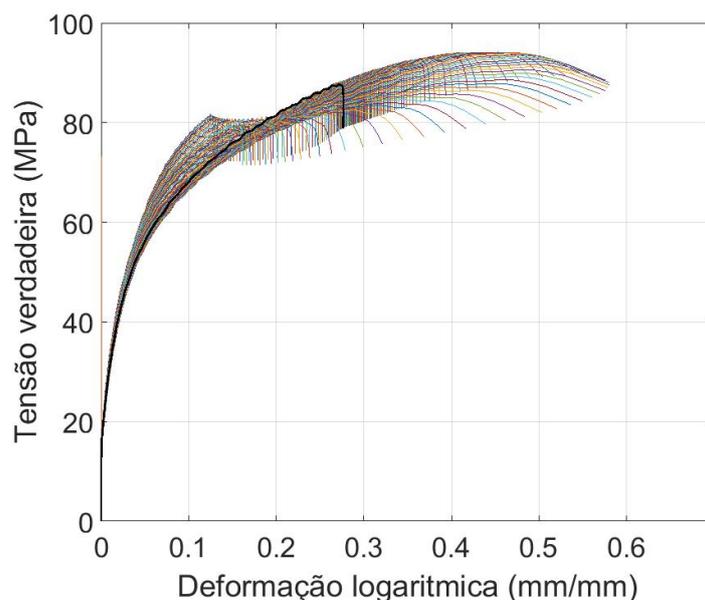
(c) Amostra AGGG Tensão Verdadeira.



Fonte: Elaboradas pelo autor

O gráfico da Figura 87 mantém coerência com o gráfico de tensão-deformação de engenharia, sendo o pico em 95MPa. Importante levar em consideração neste gráfico, o comportamento da curva que não se apresenta uniforme, já que a área escolhida para análise inclui a região próxima à garra, que corresponde à região de mudança de seção do corpo de prova.

Figura 87 – Análise DIC da amostra AGGG das tensões verdadeiras.



Fonte: Elaborada pelo autor

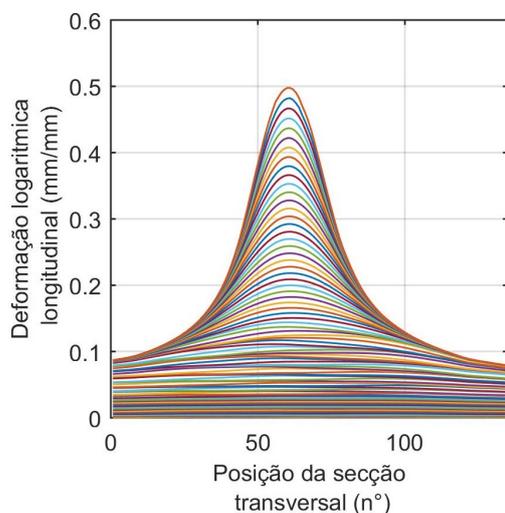
As Figuras 88a, 88b, e 88c mostram os resultados da amostra AG-GF (252 mm³).

O gráfico da Figura 88a apresenta as deformações logarítmicas longitudinais da amostra AG-GF. Além disso observa-se uma deformação uniforme de $\varepsilon_L = 0,09$ e cujo empesçoamento da amostra esteve entre as seções de 60 a 90 representado por 15% e com um pico de deformação de 0,5. O gráfico da Figura 88b apresenta uma deformação uniforme de $\varepsilon_T = -0,05$ e o pico foi de $\varepsilon_T = -0,24$. A tensão se mostrou uniforme até 160MPa.

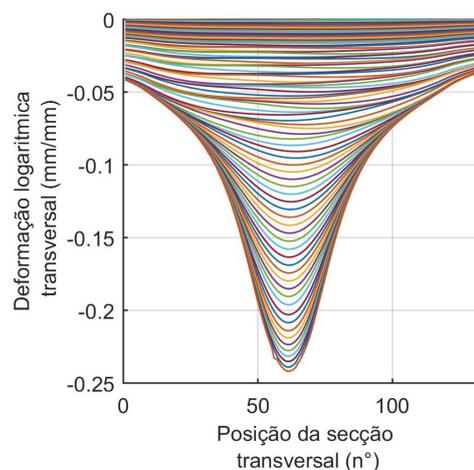
A relação entre deformação longitudinal e transversal indica a taxa de anisotropia R do material de 1,11. Que foi maior que o do material GG, sendo que, quanto maior o R maior é a resistência ao afinamento do material.

Figura 88 – Análise DIC da amostra AG-GF (252mm^3).

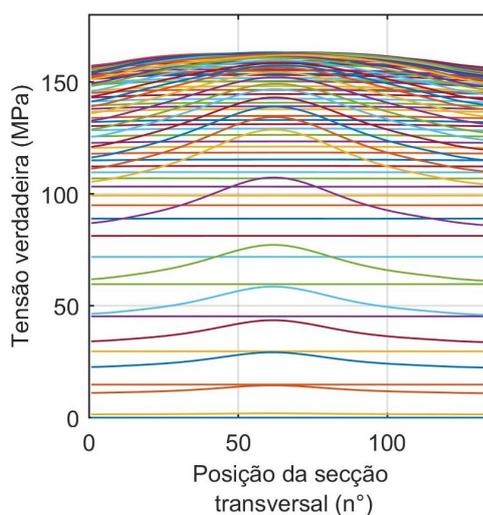
(a) Amostra AG-GF deformação longitudinal.



(b) Amostra AG-GF deformação transversal.



(c) Amostra AG-GF Tensão Verdadeira.

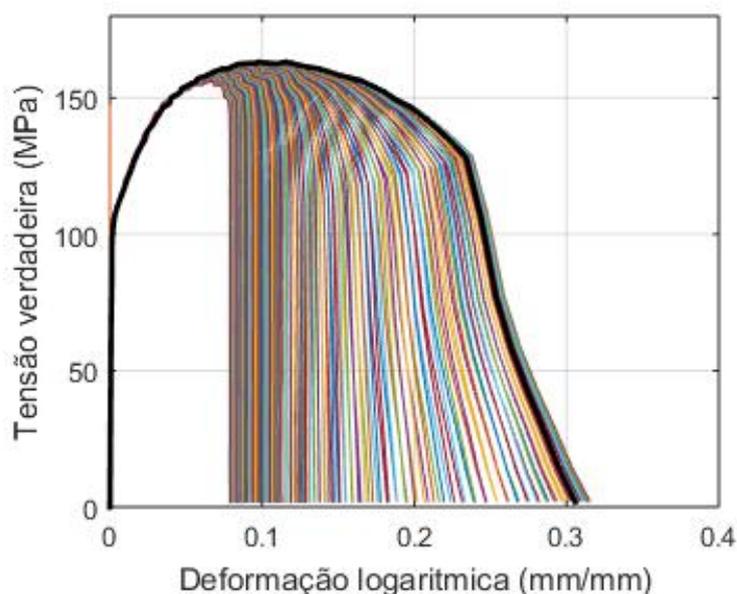


Fonte: Elaboradas pelo autor

O gráfico da Figura 89 tem o pico em 162MPa. O comportamento das tensões de escoamento e limite de resistência entre os dois materiais GG e GF, obtiveram o mesmo comportamento dos gráficos de engenharia, tendo um aumento na resistência mecânica e uma redução no alongamento.

O comportamento da curva desta amostra apresenta um diferença de forma com o gráfico da Figura 87, pois na região do empescoamento o material sofre amolecimento e não encruamento constante. Este efeito está associado ao mecanismo de escorregamento de contornos de grão observado nas análises de KAM. Pode-se observar que as seções perto da garra tem pouca deformações, sendo participativas no descarregamento elástico.

Figura 89 – Análise DIC da amostra AGGF das tensões verdadeiras.



Fonte: Elaborada pelo autor

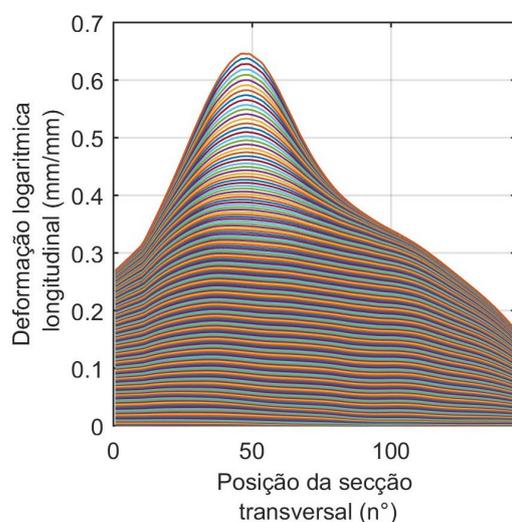
As Figuras 90a, 90b e 90c mostram os resultados da amostra AS-GG (28 mm^3). Também ocorreu uma maior influência da região próxima ao aumento de seção do corpo de prova.

O gráfico 90a apresenta uma deformação longitudinal uniforme de $\varepsilon_L = 0,28$ e o empescoamento da amostra esteve entre as seções de 25 a 70 que representam 30% e com um pico de deformação de 0,65. O gráfico 90b apresenta uma deformação uniforme de $\varepsilon_T = -0,125$ que é bem menor quando comparada à deformação longitudinal e cujo o pico foi de $\varepsilon_T = -0,225$. A tensão se mostrou uniforme até 75MPa. A amostra apresentou um R na região uniforme de 0,8 que é maior que o da amostra de AG.

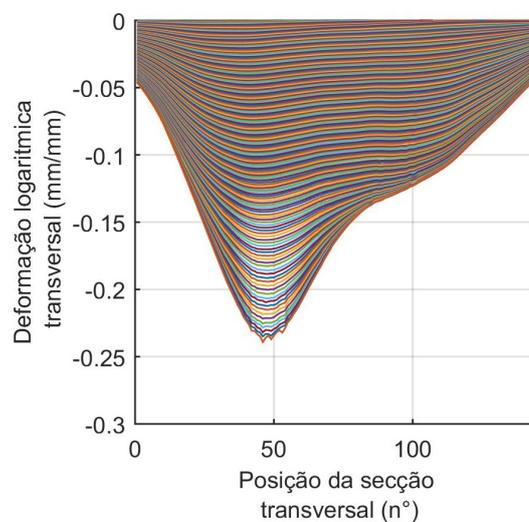
Na amostra AS-GG a região de concentração de deformação é proporcionalmente maior do que na amostra AGGG em 58%. O principal efeito da escala foi o de aumentar a área de influência da região de empescoamento.

Figura 90 – Análise DIC da amostra AS-GG (28mm^3).

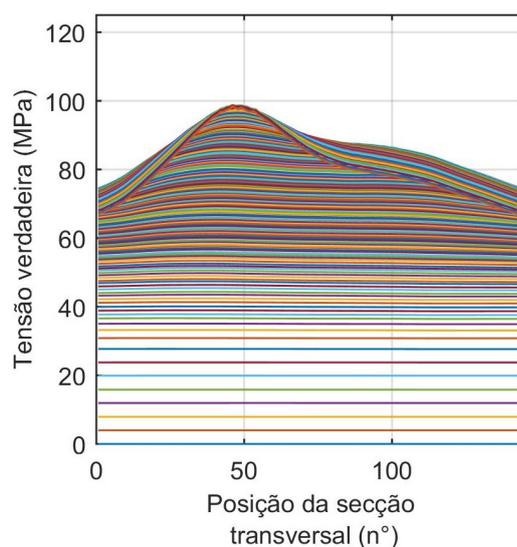
(a) Amostra AS-GG deformação longitudinal.



(b) Amostra AS-GG deformação transversal.



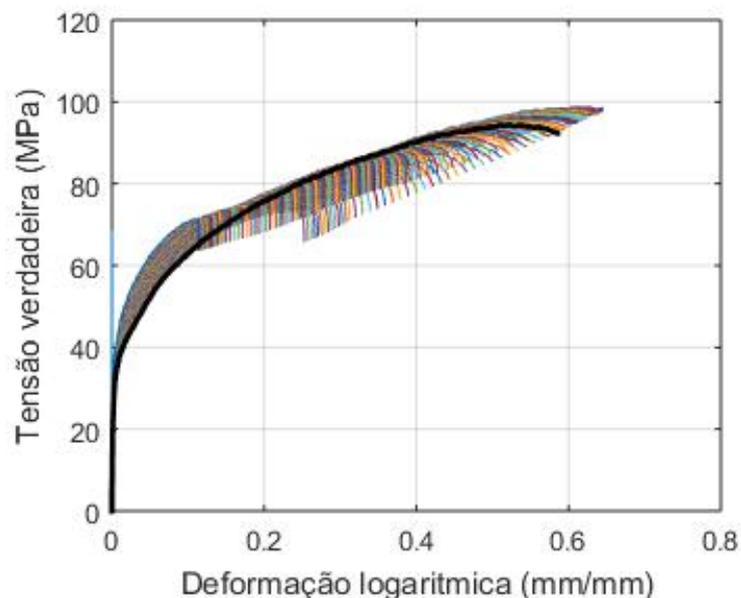
(c) Amostra AS-GG Tensão Verdadeira.



Fonte: Elaboradas pelo autor

O gráfico da Figura 91 da amostra AS-GG apresentou uma tensão de 98 MPa e um comportamento de franja irregular associado às regiões próximas ao aumento de seção no fim do comprimento útil. O encruamento também é constante na região de empescoamento, similar ao da amostra AGGG, da Figura 87. Também é relevante observar que a tensão de escoamento e a máxima foram superiores à da amostra AGGG.

Figura 91 – Análise DIC da amostra AS-GG das tensões verdadeiras.



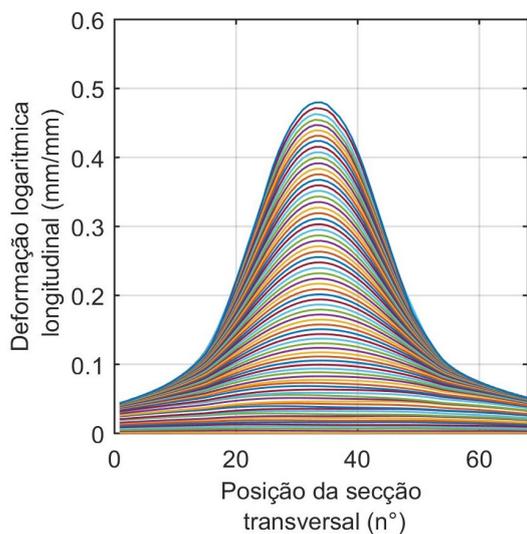
Fonte: Elaborada pelo autor

Assim como nos ensaios iniciais, há um aumento das tensões de LE e Limite de resistência, como também de deformação total quando comparados aos resultados da amostra AG.

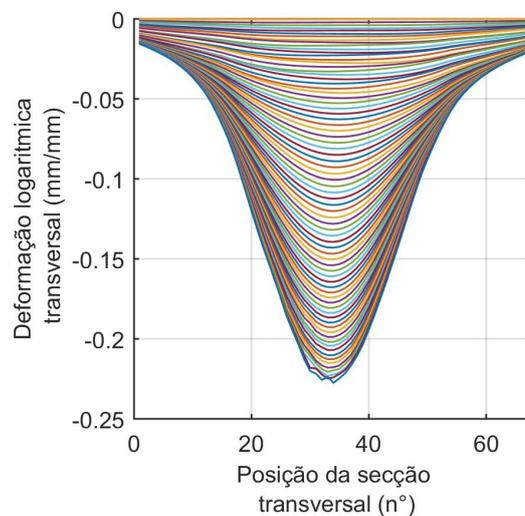
Os resultados da amostra AS-GF (28 mm^3) são apresentados nas Figuras 92a, 92b e 92c. O gráfico 92a apresenta uma deformação uniforme de $\varepsilon_L = 0,05$ e o empesçocamento da amostra esteve entre as seções 20 e 30 que representa 28,57% do comprimento e com um pico de deformação de 0,45. O gráfico 92b apresenta uma deformação uniforme de $\varepsilon_T = -0,03$ que é bem menor quando comparada à deformação longitudinal, cujo pico foi de $\varepsilon_T = -0,225$. A tensão se mostrou uniforme até 145MPa. E obteve-se um R na região uniforme de 1,5 que foi superior a todas as amostras. Observou-se uma tendência de aumento de R na redução da amostra e no tamanho do grão. A região de concentração de deformação ocupa praticamente todo o comprimento útil do corpo de prova. Na amostra AS-GF, a região de concentração de deformação é proporcionalmente maior do que a da amostra AG-GF em 52%.

Figura 92 – Análise DIC da amostra AS-GF (28mm^3).

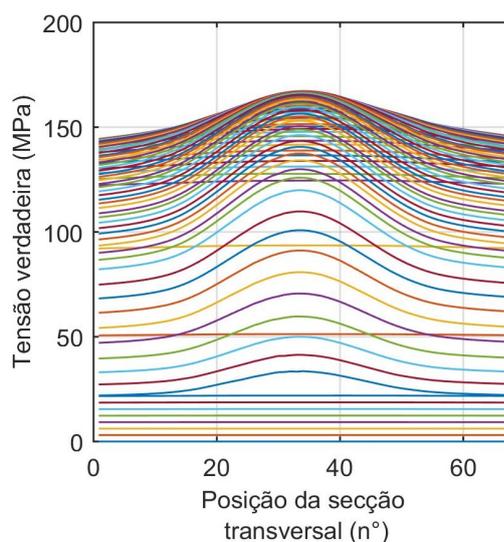
(a) Amostra AS-GF deformação log. longitudinal.



(b) Amostra AS-GF deformação log. transversal.



(c) Amostra AS-GF Tensão Verdadeira.

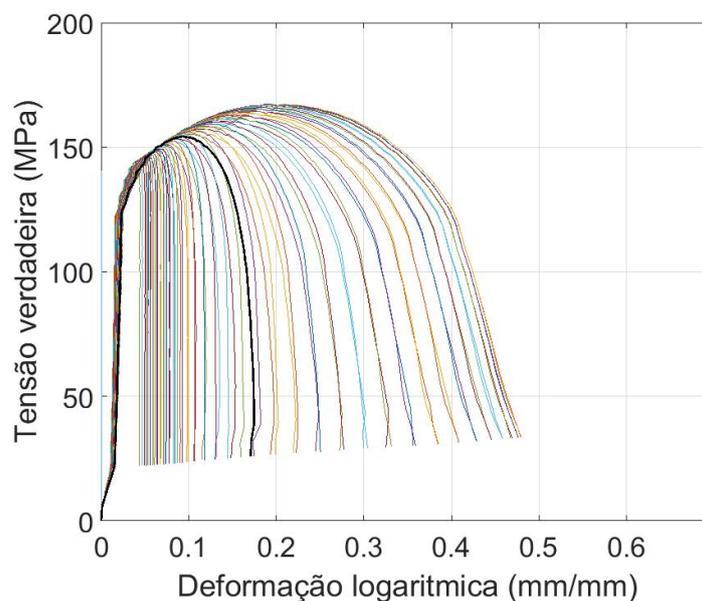


Fonte: Elaboradas pelo autor

No gráfico da Figura 93, a amostra AS-GF apresentou uma tensão de pico de 168 MPA, que é superior às amostras de mesmo tamanho de grãos (AG-GF) e o comportamento da forma da franja da curva foi similar ao da curva da Figura 89, isto é, foi regular.

Convém observar que a comparação de escala nas amostras de GF obteve o mesmo comportamento que no das curvas de engenharia. O limite de resistência da amostra AG é superior ao da amostra AS e seu alongamento é menor. O material GF apresenta amolecimento na região de concentração de deformação, já discutido anteriormente.

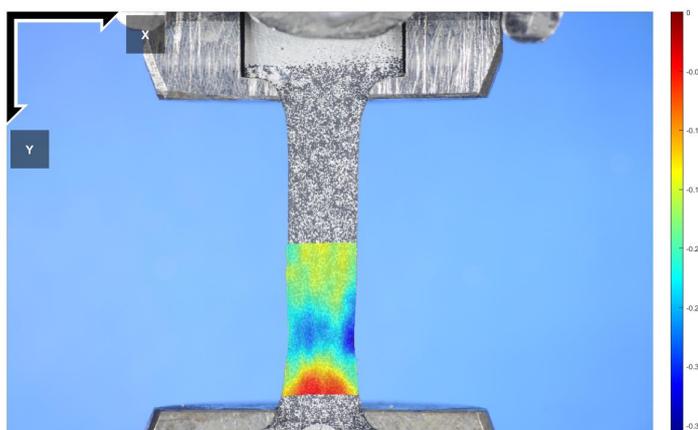
Figura 93 – Análise DIC da amostra AS-GF das tensões verdadeiras.



Fonte: Elaborada pelo autor

Nas Figura 94a, Figura 94b, Figura 94c Figura 95a, Figura 95b e Figura 95c, é possível verificar o comportamento em tempo real do ensaio de tração dos diferentes estados de deformações ε_{xx} , ε_{xy} e ε_{yy} . As Figura 94a, Figura 94b, Figura 94c são as imagens processadas da amostra AG-GG de número 121, que são bem próximas às imagens de ruptura, sendo possível constatar o grande alongamento das amostras e seu espesçoamento antes da ruptura e a diferença de comportamento das deformações ε_{xx} , ε_{xy} e ε_{yy} .

É possível observar a concentração da deformação nas direções de cisalhamento principal, a 45° da direção de tração. Nas amostras AG, a concentração da deformação de cisalhamento se localiza próxima à região de pescoço, enquanto nas amostras AS ela se deslocou para as extremidades do comprimento útil fazendo com que essa região seja proporcionalmente maior.

Figura 94 – Sequência de rompimento da amostras por análise NCORR ($252mm^3$)(a) Amostra AG-GG ε_{xx} (b) Amostra AG-GG ε_{yy} (c) Amostra AG-GG ε_{xy} 

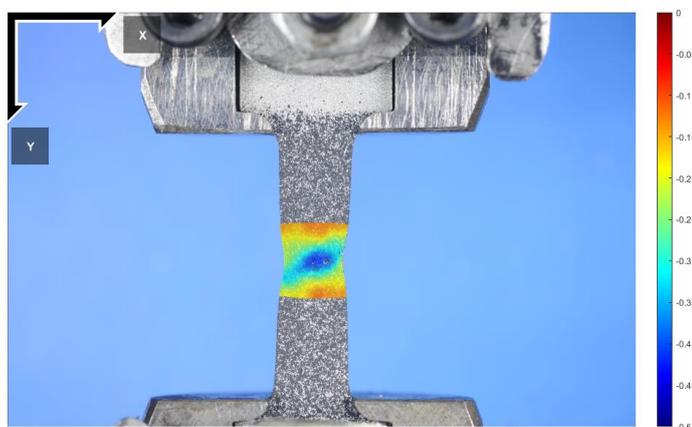
Fonte: Elaboradas pelo autor

Nas Figura 95a, Figura 95b e Figura 95c, é possível verificar o comportamento das deformações em diferentes estados ε_{yy} , ε_{xx} e ε_{xy} , e como há comportamentos bem peculiares quando comparados ao material GG, sendo possível observar a concentração

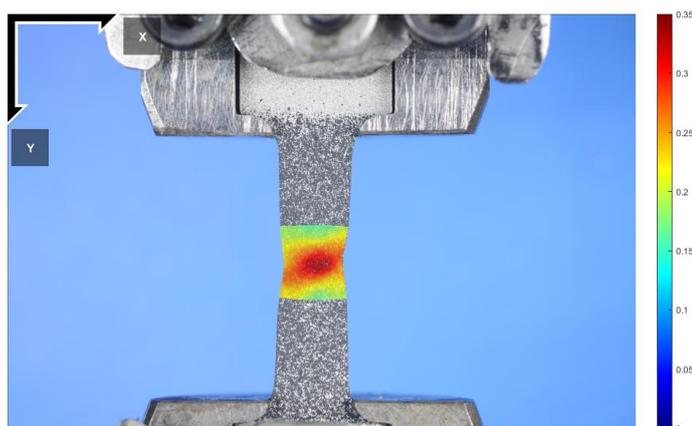
do empescoamento.

Figura 95 – Sequência de rompimento da amostras ($252mm^3$)

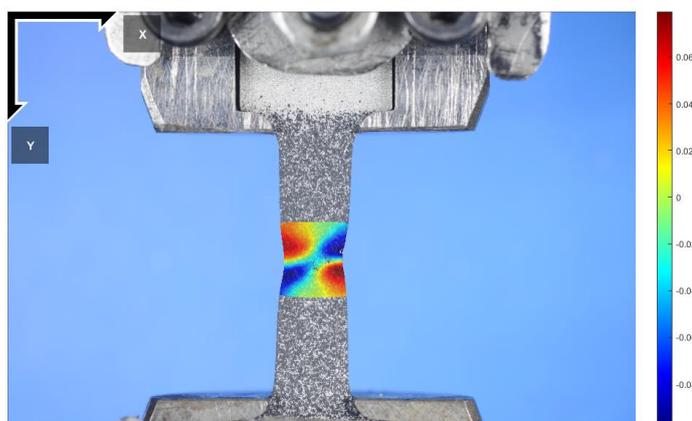
(a) Amostra AG-GF ε_{xx}



(b) Amostra AG-GF ε_{yy}



(c) Amostra AG-GF ε_{xy}



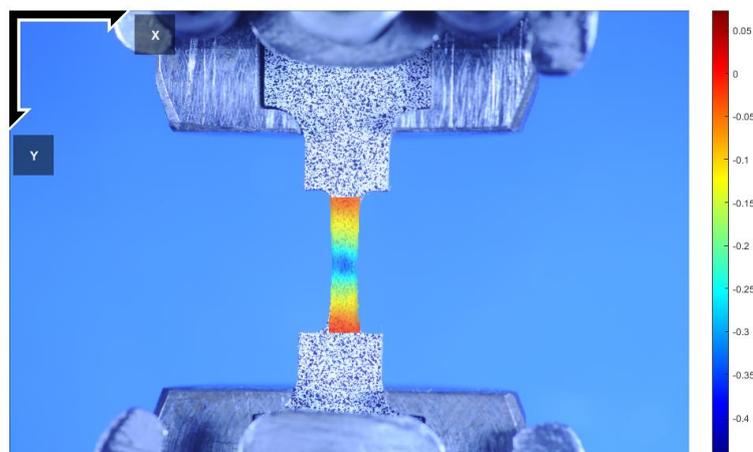
Fonte: Elaboradas pelo autor

Nas amostras AS de $28mm^3$, houve dificuldade como previsto na literatura devido ao padrão aleatório e ao set da primeira, pois a região de interesse da amostra é muito pequena, (MOREIRA, 2015),(PROMMA et al., 2009). Devido à região ser pequena, a primeira dificuldade foi efetuar o foco da imagem no ensaio, como também foi difícil em setar os parâmetros iniciais do *Software Ncorr* na imagem de referência, pois os subconjuntos do *software*, que reduzem os ruídos da análise, tinham quase o mesmo tamanho do diâmetro do padrão de manchas, como também era bem próximo à largura do CP. Quando se reduzia o padrão de mancha, o padrão randômico era perdido, devido às manchas serem parecidas com as outras adjacentes.

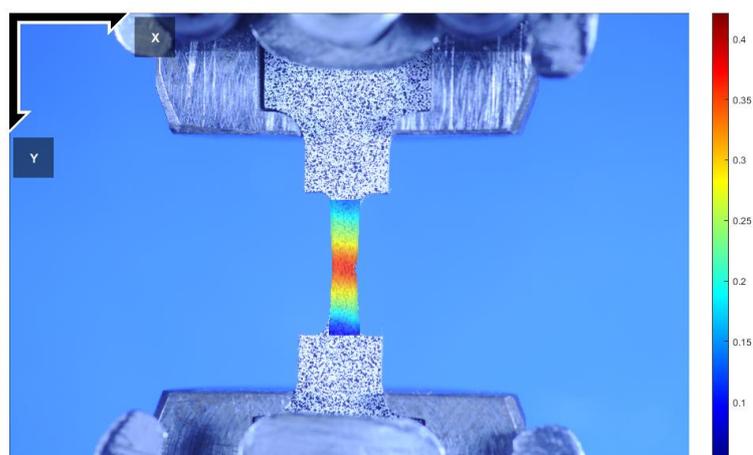
Na Figura 96a, a distribuição das deformações mostra claramente que, com a redução do comprimento útil, proporcionalmente, um volume maior de material participa da concentração de deformação.

Figura 96 – Sequência de rompimento da amostras ($28mm^3$)

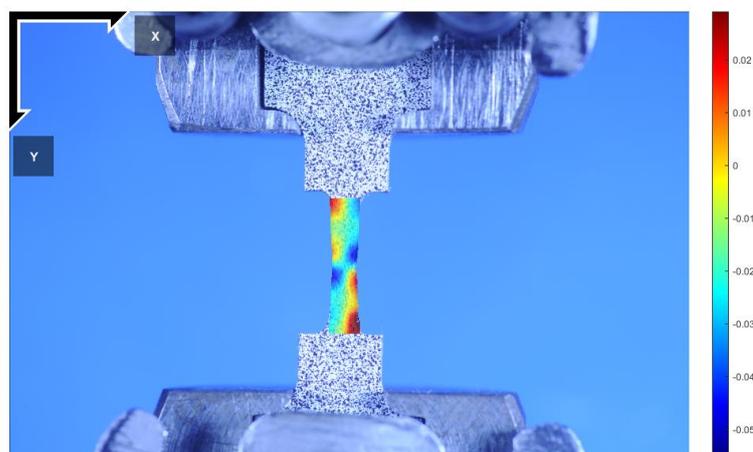
(a) Amostra AG-GG ε_{xx}



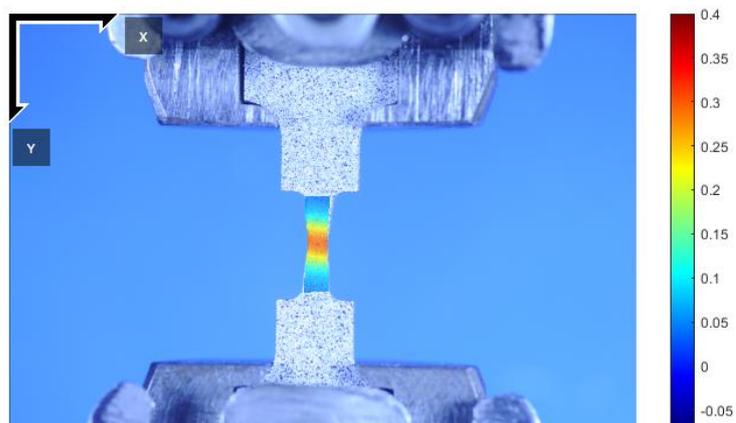
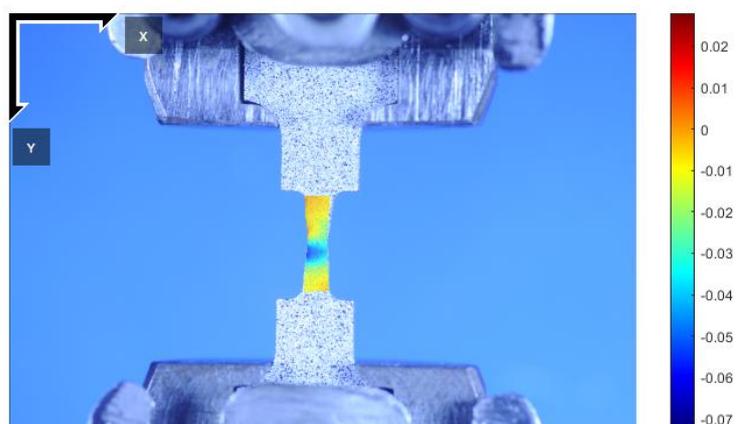
(b) Amostra AG-GG ε_{yy}



(c) Amostra AG-GG ε_{xy}



Fonte: Elaboradas pelo autor

Figura 97 – Sequência de rompimento da amostras ($28mm^3$)(a) Amostra AG-GF ε_{xx} (b) Amostra AG-GF ε_{yy} (c) Amostra AG-GF ε_{xy} 

Fonte: Elaboradas pelo autor

No final do empescosamento, em todas as amostras, ocorreram falhas, pois o padrão

foi perdido com as trincas.

Observando as áreas de secção versus comprimento total, pode-se correlacionar ao aumento de tensão observada com a diminuição da escala, pois obtem-se a mesma relação de l/a nas amostras de AS e AG. Gupta e Ambasht (1982) observam em seu trabalho que a deformação concentrada está associada a L_0 e D_0 . Com as análises de DIC observa-se que a deformação uniforme depende de L_0 , e que assim a deformação total é dependente do comprimento da região de estricção, que é o tamanho da amostra.

Dos resultados levantados até aqui, pode-se fazer o seguinte resumo:

Os Materiais GG e GF têm comportamentos de deformação bem distintos

1. Devido ao efeito da redução do tamanho de grão, o material GF possui uma resistência mecânica 2 vezes maior e alongamento útil 1,5 vez menor do que o material GG;
2. A deformação após a formação do pescoço do material GG se concentra no interior do grão e é utilizada na formação de novas interfaces. Já no material GF, a concentração de deformação ocorre nos contornos dos grãos, que ocasiona o espessamento desses contornos;
3. A fratura dos dois materiais é do tipo dúctil, mas o diâmetro dos dimples do material GG > GF.

Foram observadas as seguintes tendências com a redução da escala.

1. Aumento das tensões limites (σ_e e LR);
2. Aumento do alongamento uniforme e total.

Essas tendências não foram observadas pelos autores citados na revisão bibliográfica (CHAN; FU, 2011), (FU; YANG; CHAN, 2013) e (QING; XINGMING, 2006). porque a maioria dos estudos se te com apenas na redução de espessuras.

Com a análise de DIC, ficou claro que o efeito mais importante foi o aumento do volume relativo da região de concentração de deformação quando L_0 é reduzido, mantendo-se a mesma proporção de L_0/A_0 . Com isso há, maior homogeneidade na distribuição da deformação que explica o maior alongamento total e a menor redução de área das amostras de escala reduzida.

4.8 PROJETO - FERRAMENTAL

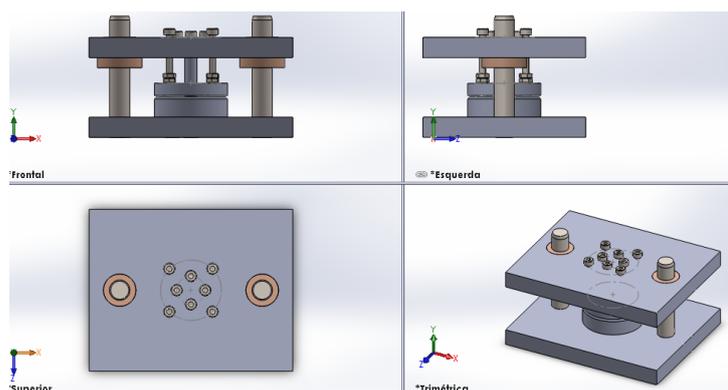
Os parâmetros calculados e estabelecidos seguem na Tabela 16. Com eles foram realizados os dimensionamentos de duas matrizes, onde foram adaptadas à base de um projeto semelhante da figura Figura 98, já existente.

Tabela 16 – Cálculo das duas matrizes

	Matriz A	Matriz B	Unidade
di	5,00	4,00	mm
d	3,00	3,00	mm
h	2,00	2,00	mm
e	1,00	0,50	mm
D _s	8,06	6,93	mm
r	1,80	1,12	mm
D-d	3,06	2,93	mm
z	0,20	0,20	
Folga do punção	0,20	0,40	não considerar
Folga para alumínio	1,10	1,10	não considerar
Folga para alumínio	1,15	1,15	não considerar
Folga para alumínio	0,96	0,48	não considerar
Folga do punção	1,00	0,50	mm
d punção	3,00	3,00	mm
tensão a tração	0,99	0,84	
k	1,00	1,00	
d/D	0,37	0,43	associado o menor valor
Fr	9,32	3,94	por diâmetro
Fr Máximo	128,18	63,37	kg
Fr Mínimo	0,00	0,00	kg
Fsj 30%	2,80	1,18	kg
p - tabelado	0,63	0,63	
fsj tabela	14,75	18,57	kg
d*	8,60	6,24	mm

Fonte: Elaborada pelo autor

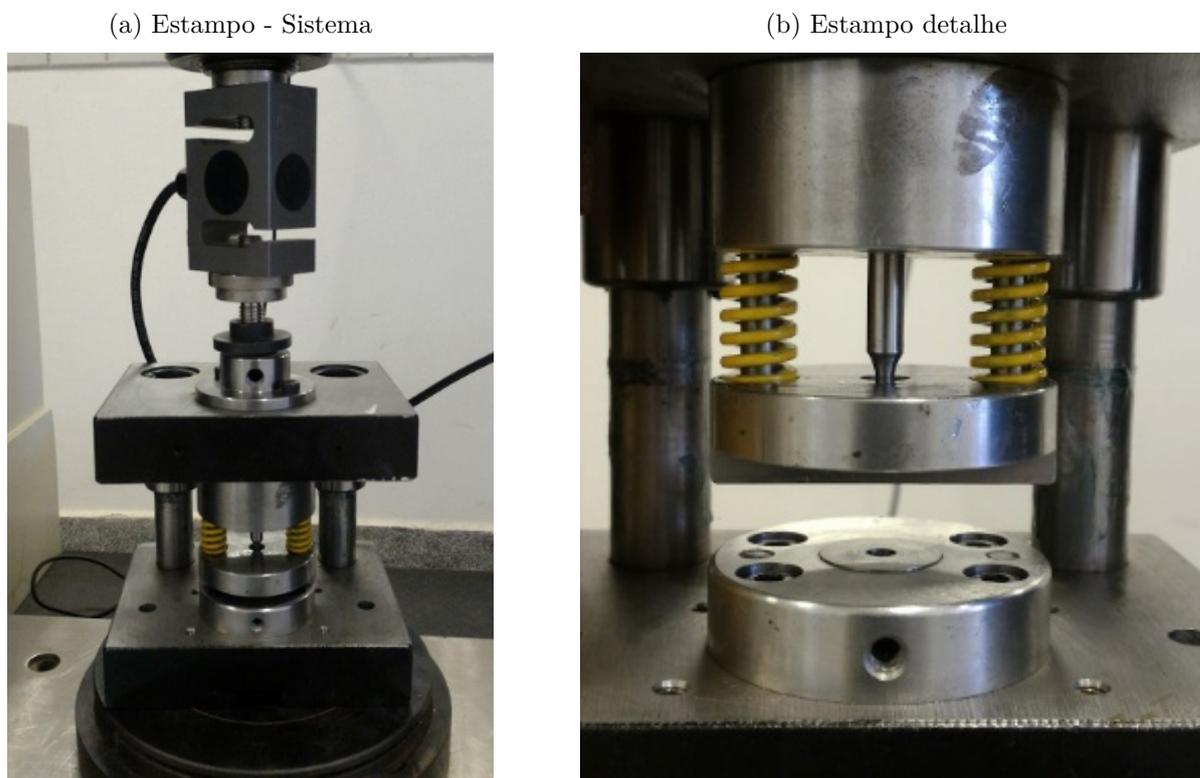
Figura 98 – Matriz modelada em 3d - 3 vistas com perspectiva



Fonte: Elaborada pelo autor

O processo de estampagem foi efetuado pela matriz A e B, sendo que a A com produto com espessura 1mm e a B com espessura de 0.5mm. Ambas utilizaram a mesma base de estampo conforme Figura 99a e sistema de prensagem Figura 99b.

Figura 99 – Estampo

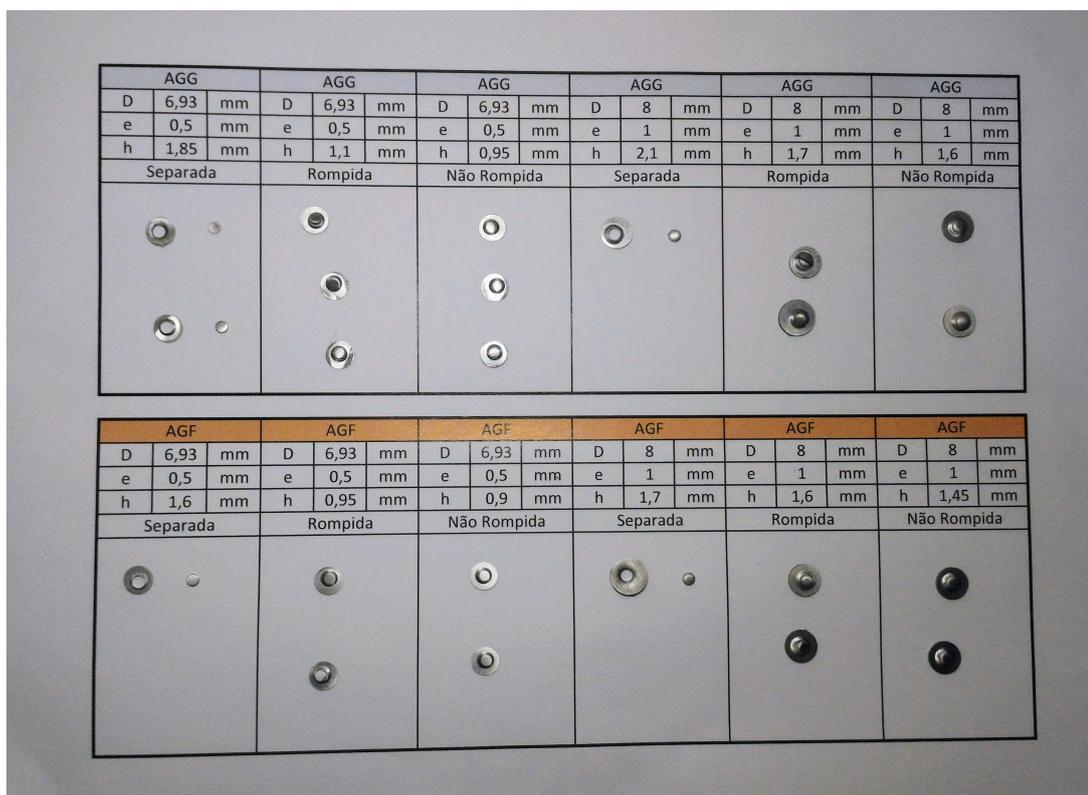


Fonte: Elaboradas pelo autor

Na Figura 100, apresentam-se todos os produtos estampados. Para obter uma comparação efetiva, foram estampadas as amostras em 3 estados, o primeiro foi até seu rompimento de separação (rompimento total), o segundo foi até seu rompimento inicial (sem separação de partes), e a última foi até sua deformação limite. Todas as peças obtiveram o mesmo tipo de rompimento (rompimento de tampa), com exceção de uma amostra que teve seu rompimento por meio de rasgamento de fundo, a peça estampada AGG de espessura de 1mm.

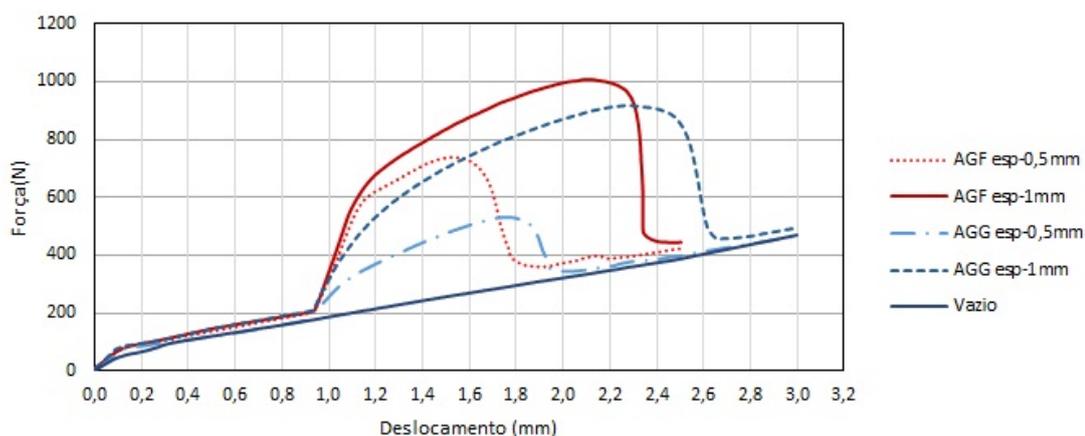
No gráfico da Figura 101, observa-se o comportamento do processo de repuxo, nos diferentes tamanhos de espessuras e tamanho de grãos. O gráfico apresenta uma reta que é a força da mola do sujeitador. Acima dessa reta, apresenta a curva do processo de estampagem das chapas. Os esforços de estampagem aumentam com o refino de grão e com o aumento de espessura da chapa.

Figura 100 – Produtos estampados.



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 101 – Força de estampagem em função do deslocamento para as amostras de 1 e 0,5 mm de espessura, dos materiais GG e GF.



Fonte: Elaborada pelo autor

Convém observar no gráfico da Figura 101 que o único produto que atendeu ao parâmetro da estampagem profunda "profundidade de estampagem maior do que a metade do seu diâmetro" (PROVENZA, 1987), foi a amostra tradicional que é de 1mm espessura de com material de GG. Também dá para observar que na execução do processo, a mola do sujeitador exerceu uma força de prensagem superior à calculada, o que pode ter provocado o não escorregamento da amostra e seu rompimento precoce. No trabalho de Hansen

(1981), foi realizada essa comparação de forças de sujeitadores e percebido que há diferença de produto final devido à pressão aplicada no blank. Nos seus resultados da Figura 8, observa-se que a pressão maior de (2.0 MPA) obteve menos defeitos comparados à pressão de (1.0 MPA), mas é importante salientar que no trabalho o material era uma folha de aço e os outros parâmetros também são correlacionados nas interfaces do resultado. O valor calculado do sujeitador para o processo de estampagem deste trabalho para amostra de 0.5mm foi de 39N e para amostra de 1mm de espessura de 93N, o sujeitador teve uma atuação de 179N esse valor foi ainda mantido pois o valor tabelado para o sujeitador era de 185N para amostra de 1mm e 147N para amostra de 0.5mm, que são próximas ao do processo realizado (Tabela 16).

Outros pontos observados no gráfico da Figura 107 são a diferença de pressão necessária para a estampagem do material de GF com o GG, o material de GF como já era esperado obteve maior necessidade de pressão obtendo uma força máxima de 998N, mas é importante notar que a diferença de forças entre os mesmos materiais quando relacionada à redução de espessura, essa diferença é menor no GF do que no GG, em GF obteve uma diferença de força de 279 (27%) e GG 388 (42%). Na Tabela 17 também é possível perceber a proporcionalidade nas diferenças dos deslocamentos, tanto na comparação de grãos que obtiveram diferenças parecidas, para as peças de 0.5. Nas diferenças de GF para GG obteve um valor de 0,21 e para espessura de 1mm 0,2. Na comparação de diferença entre as reduções com a mesmo material tem-se o valor da diferença no material de GF de 0,59 e para GG de 0,6.

Tabela 17 – Valores de estampagem descontada a força do sujeitador.

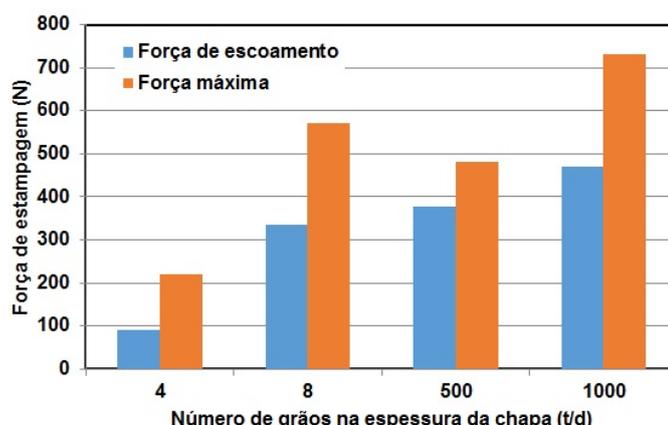
Médias	Espessura [mm]	GF	GG
Força máxima de estampagem [N]	0,5	477	247
Deslocamento máximo [mm]		0,8	1,01
Força máxima de estampagem [N]	1	653	559
Deslocamento máximo [mm]		1,4	1,6

Fonte: Elaborada pelo autor

Na literatura de Molotnikov et al. (2012), um N maior (por exemplo, mantendo d e aumentando a espessura) há necessidade de maior força para estampagem e na curva da Figura 101, é possível observar esse comportamento de força mais elevada para uma espessura maior. Assim, quando N cresce devido ao refino de grão, a força de estampagem também aumenta, logo estão diretamente correlacionados. No gráfico da Figura 102 de N vs Força, se v-se que essa relação funciona melhor para a força de escoamento ou a reta de encruamento do que para a força de ruptura, já que uma espessura maior também leva a um alongamento maior.

Como visto em Hansen (1981), as dimensões iniciais do processo (matéria-prima) têm grande influência no resultado final do processo. Na Figura 3a, tem-se como D_p (\emptyset)

Figura 102 – Força de estampagem vs N (t/D).



Fonte: Elaborada pelo autor

de punção) 3mm como padrão, t (espessura) variando em duas dimensões, P Pressão do sujeitador 200 N, D_s (\emptyset do blank) em 8,06 para espessura de 1mm e 6,93 para espessura de 0,5mm. Assim a relação inicial de processamento de β que é a relação de D_s/D_p fica em 2,68 e 2,31, já a relação de D_p/t é 3 e 6 respectivamente. Pode-se associar o β de 2,31 próximo a 2,2. Conforme Figura 8, essa relação tem um produto sem defeito conformado dentro das especificações quando a relação de D_p/t é de 1 a 1,5; após essa condição, tem-se o defeito de ruptura no fundo da peça estampada, que é o que ocorreu como principal defeito no ensaio.

Tabela 18 – Parâmetros iniciais de processo.

	GF		GG	
Espessura t [mm]	0,5	1	0,5	1
\emptyset do punção - D_p [mm]	3	3	3	3
\emptyset do <i>blank</i> - D_s [mm]	6,93	8	6,93	8
$\beta = D_s/D_p$	2,31	2,68	2,31	2,68
D_p/t	6	3	6	3
$N=t/D$	500	1000	4	8

Fonte: Elaborada pelo autor

Na figuras 103a, 104a, 105a e 106a de MEV das peças estampadas, pode-se observar que as peças de GF obtiveram melhores aparências do que as GG. Foram percebidas na Figura 105b do material GG ondulações e estrias que fazem lembrar as bandas de cisalhamento da Figura 74a que foram observadas no ensaio de tração. Em Chan, Fu e Yang (2012), foi observado o mesmo comportamento para as amostras de cobre. Em (CHAN; FU, 2011), é discutida a relação de $N=t/D$, que pode promover esse comportamento, quanto menor essa relação menos grãos atuantes no processo o que ocasiona a irregularidade da superfície. Na Tabela 18, observa-se a diferença dessa relação. Yuan et al. (2012), Chan, Fu e Yang (2012) mostram que quanto menor o N , a tensão de resistên-

cia e o alongamento reduzem. Percebe-se que essa comparação não tem uma abrangência, pois somente observa-se esse comportamento nos resultados de relações próximas no caso GG e GF.

Qualitativamente, as amostras de 0,5 mm de espessura tiveram um ajuste melhor da forma da estampagem, e a de GF melhor do que a de GG.

Nas amostras de GG, na Figura 106a, é possível observar que a amostra obteve uma fratura no centro da estampagem, o que não é comum no processo. Mas as outras amostras obtiveram uma fratura na região do raio da punção.

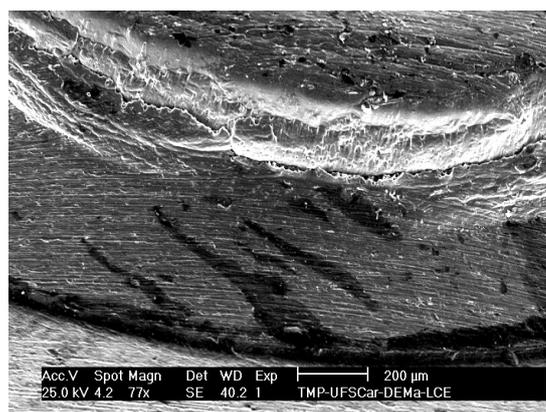
Também é importante observar que o prensa-chapa não permitiu o escorregamento do material para a cavidade da matriz e devido a isso o material apresentou maior afinamento na lateral.

Figura 103 – Análise da superfície da fratura da amostra GF de 0,5mm

(a) Estampagem de GF - aumento de 400x



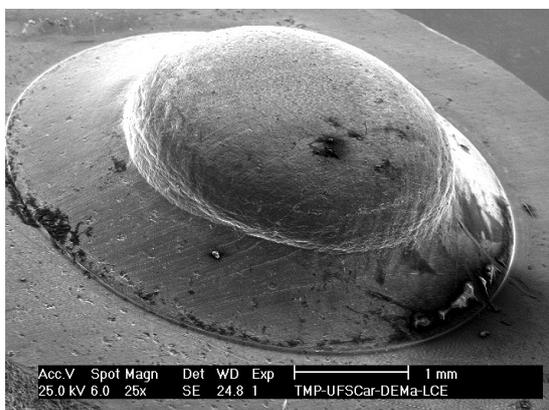
(b) Estampagem de GF - aumento de 400x



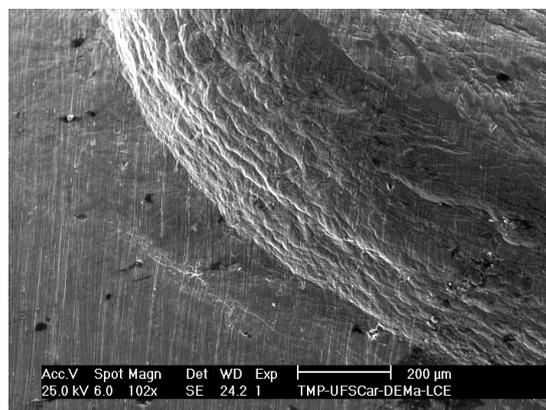
Fonte: Elaboradas pelo autor

Figura 104 – Análise da superfície da fratura da amostra GF de 1mm

(a) Estampagem de GF - aumento de 400x



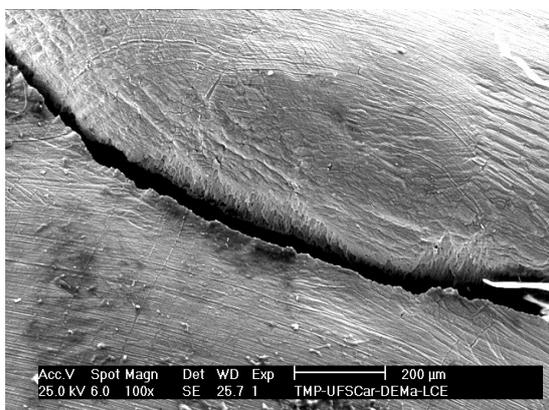
(b) Estampagem de GF - aumento de 400x



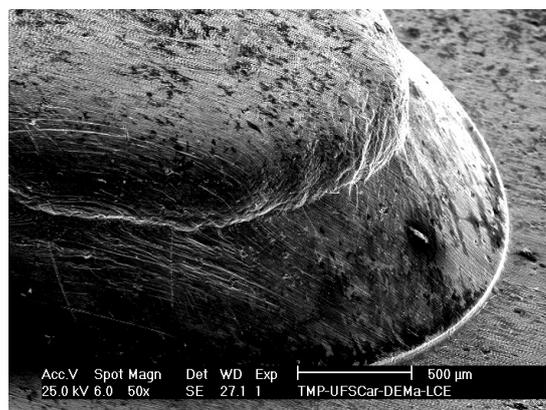
Fonte: Elaboradas pelo autor

Figura 105 – Análise da superfície da fratura da amostra GG de 0,5mm

(a) Estampagem de GG - aumento de 400x



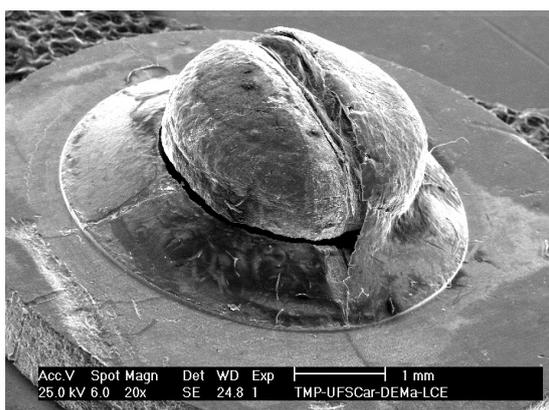
(b) Estampagem de GG - aumento de 400x



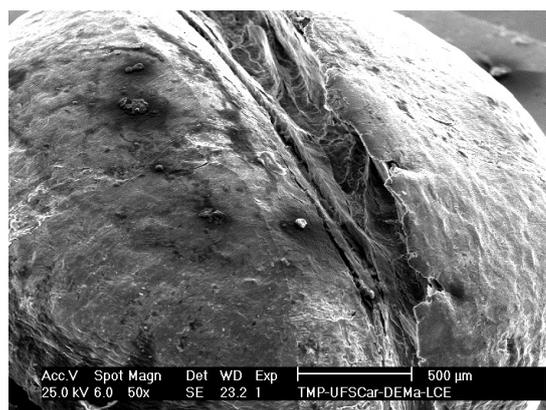
Fonte: Elaboradas pelo autor

Figura 106 – Análise da superfície da fratura da amostra GG de 1mm

(a) Estampagem de GG - aumento de 50x



(b) Estampagem de GG - aumento de 400x



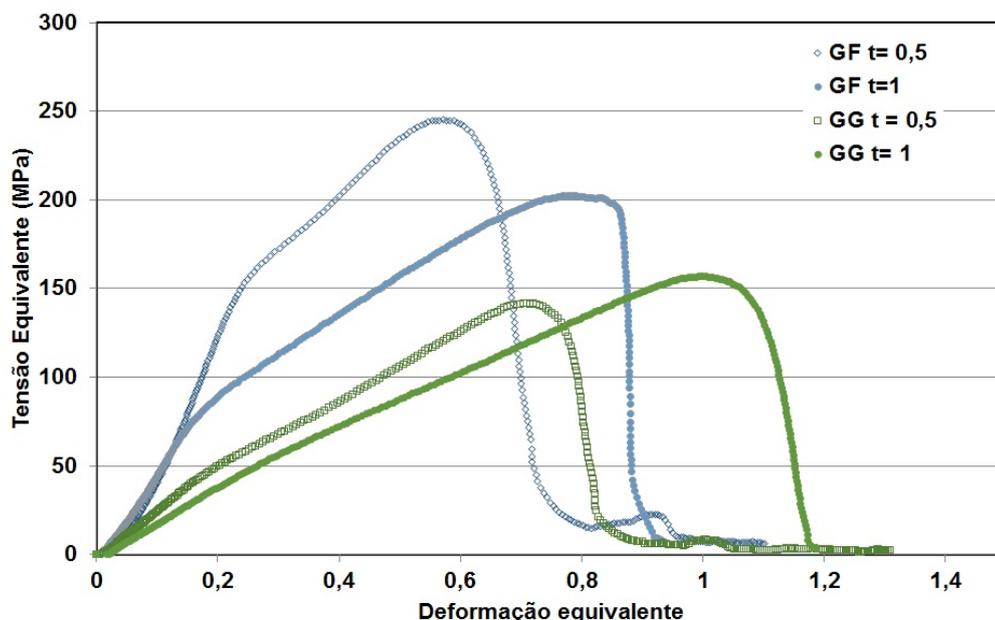
Fonte: Elaboradas pelo autor

Agora, quando se faz a correlação da força para a tensão equivalente, conforme os cálculos da seção 3.6, era esperada uma pequena variação para o material GG, como observado nos gráficos das Figuras 62 e 61, embora na literatura se observe sempre uma diminuição da tensão para materiais de grãos grosseiros, (a faixa de tamanho de grão dos ensaios realizados por Chan e Fu (2011), Fu, Yang e Chan (2013), Chan e Fu (2013) e Ran, Fu e Chan (2013) varia entre 100 e 20 microns). Já para o material GF, foi observada uma tendência de aumento da tensão de escoamento e limite de resistência com a diminuição da escala, que se repetiu na estampagem. Em Gupta e Ambasht (1982) quando normaliza a tensão e compara-se os ensaios de estampagem, não há diferença de tensão vs d/t para o material de GF.

Na Figura 107 e na Tabela 19, pode-se observar que as curvas apresentaram comportamento similar ao das curvas das forças da Figura 101, mas que as amostras GG

obtiveram tensões bem próximas na curva, diferentes das amostras de GF que continuaram distintas. Se compara das as curvas de tensão do ensaio de tração, é possível verificar o mesmo comportamento de aumento de resistência na redução de escala.

Figura 107 – Tensão vs. deformação equivalente na estampagem para as chapas de 1 e 0,5 mm espessura e materiais GG e GF.



Fonte: Elaborada pelo autor

Tabela 19 – Tensão equivalente máxima vs deformação equivalente

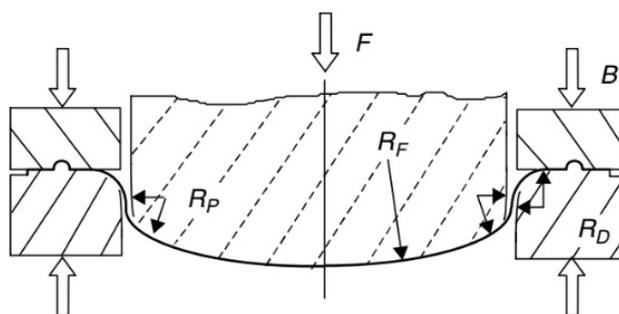
Médias	Espessura [mm]	GF	GG
Tensão equivalente σ_e [MPa]	0,5	244	141
Deformação equivalente ε_e		0,55	0,70
Tensão equivalente σ_e [MPa]	1	201	156
Deformação equivalente ε_e		0,79	1,0

Fonte: Elaborada pelo autor

Foram realizadas imagens por MO das amostras GG na secção transversal, para visualizar o comportamento dos grãos na deformação do processo. Observa-se que não ocorreu deformação uniforme como foi prevista, devido ao projeto. Para os cálculos da seção 3.6 da deformação e tensão equivalente, foi assumido que a deformação aconteceu na lateral uniformemente, mas não foi comprovada nas imagens de MO. Na Figura 108b e na Figura 108c, é possível observar que a região de concentração de deformação ocorreu nos raios de concordância R_d e R_p (Figura 108a), que não foram consideradas no projeto.

Figura 108 – Análise de MO na seção transversal.

(a) Meia seção do esquema de estampagem.

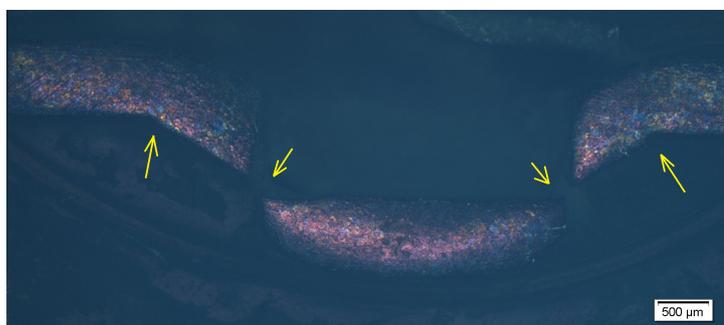


Fonte: adaptado de Hu, Marciniak e Duncan (2002)

(b) Estampagem de GG - por MO seção transversal GG 0,5mm



(c) Estampagem de GG - por MO seção transversal GG 1mm



Fonte: Elaboradas pelo autor

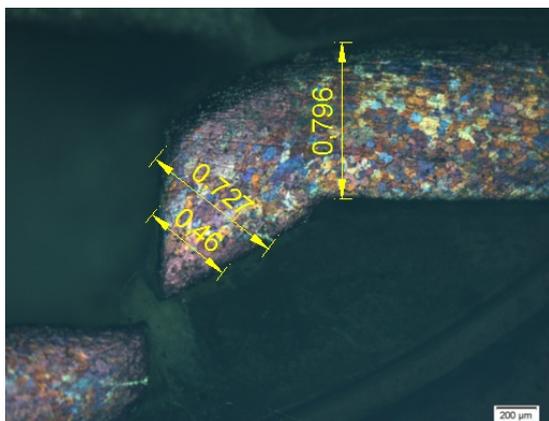
Na Figura 108b, é observada a imagem da amostra GG de 0,5mm espessura e na Figura 108c a amostra de 1mm. A Figura 109a apresenta a imagem detalhada da amostra de 1mm. No ensaio de estampagem uma melhor adequação à forma foi obtida para as amostras de 0,5 mm de espessura quando comparadas às amostras de 1 mm e para as amostras de GF quando comparadas às de GG. O rompimento se deveu à concentração de deformação junto ao raio de ajuste do punção.

Na Figura 109a, é observado o formato dos grãos no ponto de ruptura do material GG. As imagens 109b e 109c mostram a zona de estrição próxima à borda na região do raio do punção. Embora tenha um raio mais acentuado, a ruptura também ocorre na mesma região no trabalho de Molotnikov et al. (2012). Também é possível observar que

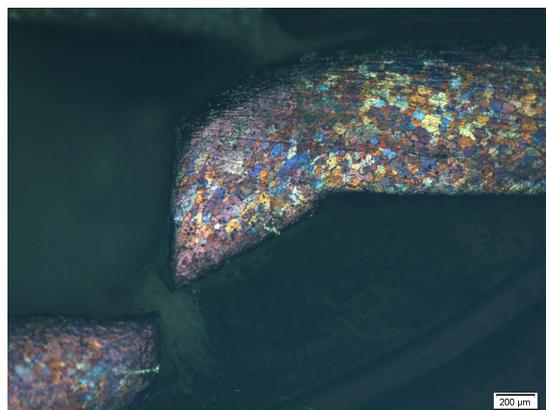
os grãos tiveram um alongamento próximo aos raios como também foi a região que mais obteve redução de volume.

Figura 109 – Análise amostra GG de 1mm de espessura

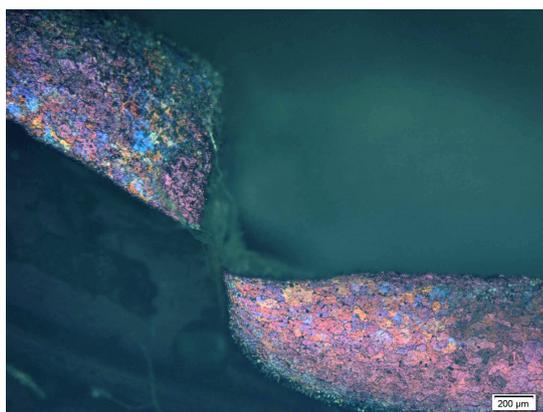
(a) Estampagem de GG - por MO secção transversal da direita com medidas.



(b) Estampagem de GG - por MO secção transversal da direita.



(c) Estampagem de GG - por MO secção transversal da esquerda.



Fonte: Elaboradas pelo autor

CONCLUSÃO

Este trabalho teve como propósito oferecer uma compreensão dos diferentes comportamentos de escala reduzida das peças, como também o comportamento de diferentes tamanhos de grãos. Usando o ensaio de tração em escala reduzida, como o processo de estudo da conformação, as seguintes conclusões podem ser tiradas:

1. Grãos finos têm maior resistência mecânica e apresentam menor alongamento útil quando comparados aos grãos grosseiros, o que dificulta a conformação plástica e resulta em maiores esforços e menor profundidade de estampagem.
2. A redução de escala aumenta o alongamento útil das amostras de grãos finos, o que favorece o microprocessamento. No entanto, no ensaio de estampagem, devido à concentração de tensão no raio de curvatura do punção, não foi observado um aumento de profundidade de penetração, mas, sim, uma redução desse parâmetro com a diminuição da espessura da chapa.
3. Nas duas microestruturas, o processo de fratura acontece de modo dúctil, sendo o diâmetro dos dimples do material GG > GF. Mas a redução de área é sempre maior nas amostras de grão grosso. O aumento do alongamento após a estrição está relacionado a um volume de deformação participando da estrição proporcionalmente maior nas amostras de menor volume, isto devido ao efeito da diminuição do comprimento inicial do corpo de prova. Com isso, há uma maior homogeneidade da distribuição da deformação que explica o maior alongamento total e a menor redução de área das amostras de escala reduzida.
4. A análise de desorientação local (KAM) mostrou que os dois materiais têm mecanismos de deformação distintos, mais localizados no interior dos grãos na amostra GG e nos contornos de grão no material GF. A concentração da deformação após a formação do pescoço do material GG se concentra no interior do grão e é utilizada na formação de novas interfaces. Já no material GF, a concentração de deformação ocorre nos contornos dos grãos, que ocasiona o espessamento desses contornos.
5. O material GG apresentou encruamento constante na região de concentração de deformação. Outro efeito que esse modo de distribuição de deformação gera é o acabamento superficial inferior quando comparado ao material de GF.
6. A concentração de deformação do material GF ocorreu com o amolecimento associado ao escorregamento de contornos de grão e a distribuição da deformação foi

proporcionalmente mais homogênea, o que gerou o melhor acabamento superficial do produto estampado.

Sugestões para trabalho futuro

Como possíveis trabalhos futuros, pode-se apontar:

- Investigar outros processos de conformação;
- Estudar o mecanismo de encruamento após o limite de resistência em grãos ultrafinos;
- Determinar o momento das diferenças de comportamento da redução dos grãos;
- Estudar a causa da influência do comprimento inicial.

REFERÊNCIAS

- ABAL. *Associação Brasileira do Alumínio - Características Químicas e Físicas*. 2016. Data de acesso: 17 fev. 2017. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/aluminio/caracteristicas-quimicas-e-fisicas/>>. Citado 5 vezes nas páginas 20, 37, 51, 52 e 81.
- ALVARES, S. *Estampos*. [S.l.]: Mestre Jou, 1976. Citado na página 67.
- ANTENOR, J. P. M. Estudo da evolução da textura cristalográfica em alumínio comercialmente puro processado por extrusão angular em canal (eac). 2011. Citado na página 51.
- ARZT, E. Size effects in materials due to microstructural and dimensional constraints: a comparative review. *Acta materialia*, Elsevier, v. 46, n. 16, p. 5611–5626, 1998. Citado 2 vezes nas páginas 80 e 85.
- ASSOCIATION, A. et al. *Aluminum: properties and physical metallurgy*. [S.l.]: ASM International, 1984. Citado 2 vezes nas páginas 51 e 52.
- BATALHA, G. F.; CERVEIRA, R.; SILVA, F. Simulação de processos de micro fabricação: influência do efeito da escala. In: *Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*. [S.l.: s.n.], 2005. Citado 3 vezes nas páginas 27, 31 e 32.
- BEYERLEIN, I. J.; TÓTH, L. S. Texture evolution in equal-channel angular extrusion. *Progress in Materials Science*, Elsevier, v. 54, n. 4, p. 427–510, 2009. Citado 2 vezes nas páginas 49 e 50.
- BOFF, U. Desenvolvimento do processo de estampagem para miniaturização de motores. 2012. Citado na página 27.
- BOFF, U.; SCHAEFFER, L. Os efeitos da miniaturização no processo de estampagem. Metal Forming Innovation Center - MFC, p. 46–55, 2011. Citado na página 27.
- BOUAZIZ, O. et al. Critical grain size for dislocation storage and consequences for strain hardening of nanocrystalline materials. *Scripta materialia*, Elsevier, v. 63, n. 5, p. 477–479, 2010. Citado na página 50.
- CALADO, W. R. Ultra-refino de grão através de deformação plástica severa por ensaios de torção: simulação do processo arb. UFMG, 2012. Citado 2 vezes nas páginas 37 e 45.
- CALLISTER, W. *(WCS) Materials Science and Engineering: An Introduction, 7th Edition Binder Ready Version*. John Wiley & Sons Canada, Limited, 2007. ISBN 9780470175972. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=EID2tgAACAAJ>>. Citado na página 44.
- CHAN, W.; FU, M. Experimental studies and numerical modeling of the specimen and grain size effects on the flow stress of sheet metal in microforming. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 528, n. 25, p. 7674–7683, 2011. Citado 7 vezes nas páginas 34, 37, 41, 83, 118, 123 e 125.

- CHAN, W.; FU, M. Meso-scaled progressive forming of bulk cylindrical and flanged parts using sheet metal. *Materials & Design*, Elsevier, v. 43, p. 249–257, 2013. Citado 2 vezes nas páginas 37 e 125.
- CHAN, W.; FU, M.; LU, J. The size effect on micro deformation behaviour in micro-scale plastic deformation. *Materials & Design*, Elsevier, v. 32, n. 1, p. 198–206, 2011. Citado 10 vezes nas páginas 22, 26, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36 e 40.
- CHAN, W. et al. Modeling of grain size effect on micro deformation behavior in micro-forming of pure copper. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 527, n. 24-25, p. 6638–6648, 2010. Citado 6 vezes nas páginas 34, 37, 39, 40, 83 e 86.
- CHAN, W.; FU, M.; YANG, B. Experimental studies of the size effect affected microscale plastic deformation in micro upsetting process. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 534, p. 374–383, 2012. Citado 3 vezes nas páginas 37, 87 e 123.
- CHIAVERINI, V. *TECNOLOGIA MECANICA, V.1: ESTRUTURA E PROPRIEDADES DAS LIGAS METALICAS*. MAKRON, 1986. ISBN 9780074500897. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=8lpWPgAACAAJ>>. Citado na página 44.
- CHIAVERINI, V. *TECNOLOGIA MECÂNICA, V.2: PROCESSO DE FABRICAÇÃO E TRATAMENTO*. MAKRON, 1986. ISBN 9780074500897. Disponível em: <<https://books.google.com.br/books?id=8lpWPgAACAAJ>>. Citado na página 23.
- CHINH, N. Q. et al. A new constitutive relationship for the homogeneous deformation of metals over a wide range of strain. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 52, n. 12, p. 3555–3563, 2004. Citado 4 vezes nas páginas 54, 55, 67 e 70.
- COURTNEY, T. H. *Mechanical behavior of materials*. [S.l.]: Waveland Press, 2005. Citado 3 vezes nas páginas 38, 53 e 80.
- CSANÁDI, T. et al. Plastic behavior of fcc metals over a wide range of strain: Macroscopic and microscopic descriptions and their relationship. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 59, n. 6, p. 2385–2391, 2011. Citado na página 55.
- CULLITY, B. Elements of x-ray diffraction 2nd edition. Addison-Wesley Pub. Co. Inc., CA, USA, v. 197, p. 356, 1978. Citado 2 vezes nas páginas 66 e 78.
- EICHENHUELLER, B.; EGERER, E.; ENGEL, U. Microforming at elevated temperature-forming and material behaviour. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Springer, v. 33, 2007. Citado 2 vezes nas páginas 34 e 36.
- ENGEL, U. Tribology in microforming. *Wear*, Elsevier, v. 260, n. 3, p. 265–273, 2006. Citado na página 30.
- ENGEL, U.; ECKSTEIN, R. Microforming—from basic research to its realization. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 125, p. 35–44, 2002. Citado 2 vezes nas páginas 27 e 35.
- ESTRIN, Y.; VINOGRADOV, A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: a wealth of challenging science. *Acta materialia*, Elsevier, v. 61, n. 3, p. 782–817, 2013. Citado na página 20.

- ETTORE, B. F. et al. *Conformação plástica dos metais*. [S.l.]: Ed da Unicamp, 1997. Citado 2 vezes nas páginas 23 e 44.
- FU, M.; CHAN, W. Geometry and grain size effects on the fracture behavior of sheet metal in micro-scale plastic deformation. *Materials & Design*, Elsevier, v. 32, n. 10, p. 4738–4746, 2011. Citado 6 vezes nas páginas 34, 35, 41, 42, 83 e 87.
- FU, M.; CHAN, W. A review on the state-of-the-art microforming technologies. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Springer, v. 67, n. 9-12, p. 2411–2437, 2013. Citado 4 vezes nas páginas 29, 31, 32 e 37.
- FU, M.; YANG, B.; CHAN, W. Experimental and simulation studies of micro blanking and deep drawing compound process using copper sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 213, n. 1, p. 101–110, 2013. Citado 3 vezes nas páginas 41, 118 e 125.
- GHASSEMALI, E. et al. Progressive microforming process: towards the mass production of micro-parts using sheet metal. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Springer, v. 66, n. 5-8, p. 611–621, 2013. Citado na página 22.
- GONG, F. et al. Effects of lubrication conditions on micro deep drawing. *Microsystem technologies*, Springer, v. 16, n. 10, p. 1741–1747, 2010. Citado na página 30.
- GUPTA, N.; AMBASHT, B. An experimental investigation of tensile deformation of round bars. *Mechanics of Materials*, Elsevier, v. 1, n. 3, p. 219–228, 1982. Citado 3 vezes nas páginas 95, 118 e 125.
- HAN, J.-H. et al. Texture evolution of the strip cast 1050 al alloy processed by continuous confined strip shearing and its formability evaluation. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 323, n. 1, p. 342–347, 2002. Citado na página 53.
- HANSEN, H. N. et al. Dimensional micro and nano metrology. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, Elsevier, v. 55, n. 2, p. 721–743, 2006. Citado na página 27.
- HANSEN, N. *Deformation of Polycrystals, Mechanisms and Microstructures: Proc. of the 2nd Risø International Symposium on Metallurgy and Materials Science, Sept. 14-18, 1981*. [S.l.]: Risø National Laboratory, 1981. Citado 2 vezes nas páginas 29 e 122.
- HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. *Metal forming: mechanics and metallurgy*. [S.l.]: Cambridge University Press, 2011. Citado na página 24.
- HU, J.; MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J. *Mechanics of sheet metal forming*. [S.l.]: Elsevier, 2002. Citado 2 vezes nas páginas 28 e 127.
- IWAHASHI, Y. et al. Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials. *Scripta materialia*, v. 35, n. 2, 1996. Citado na página 45.
- JR, M. dos R. M.; DEUS, E. P. de; ABREU, H. F. G. de. Influência da laminação cruzada na embutibilidade e anisotropia de propriedades de placas de alumínio. 2000. Citado na página 24.

- JUSTINGER, H.; HIRT, G. Estimation of grain size and grain orientation influence in microforming processes by taylor factor considerations. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 209, n. 4, p. 2111–2121, 2009. Citado 2 vezes nas páginas 32 e 86.
- KLIAUGA, A. M. et al. Severe plastic deformation by equal channel angular pressing and rolling: The influence of the deformation path on strain distribution. *Advanced Engineering Materials*, Wiley Online Library, v. 20, n. 4, p. 1700055, 2017. Citado na página 55.
- LAI, X. et al. Material behavior modelling in micro/meso-scale forming process with considering size/scale effects. *Computational Materials Science*, Elsevier, v. 43, n. 4, p. 1003–1009, 2008. Citado 3 vezes nas páginas 31, 32 e 33.
- LANGDON, T. G. The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 462, n. 1-2, p. 3–11, 2007. Citado na página 49.
- LEE, J.-C. et al. Controlling the textures of the metal strips via the continuous confined strip shearing (c2s2) process. *Materials research bulletin*, Elsevier, v. 36, n. 5, p. 997–1004, 2001. Citado na página 53.
- LIU, J. et al. Influence of size effect on the springback of sheet metal foils in micro-bending. *Computational materials science*, Elsevier, v. 50, n. 9, p. 2604–2614, 2011. Citado 2 vezes nas páginas 32 e 42.
- LIU, Q.; HANSEN, N. Micro structural study of deformation in grain boundary region during plastic deformation of polycrystalline aluminium. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 234, p. 672–675, 1997. Citado 2 vezes nas páginas 39 e 42.
- MAIER, H. et al. Cyclic stress–strain response of ultrafine grained copper. *International journal of fatigue*, Elsevier, v. 28, n. 3, p. 243–250, 2006. Citado na página 51.
- MANABE, K. et al. Validation of fe simulation based on surface roughness model in micro-deep drawing. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 204, n. 1, p. 89–93, 2008. Citado na página 26.
- MATIC, P.; III, G. C. K.; JOLLES, M. I. *The Relationship of Tensile Specimen Size and Geometry Effects to Unique Constitutive Parameters for Ductile Materials*. [S.l.], 1987. Citado na página 95.
- MENDES, R. et al. Caracterização microestrutural liga al aa1070 prensada em canais equiangulares a frio via rota a. 2014. Citado na página 50.
- MENG, B. et al. Ductile fracture and deformation behavior in progressive microforming. *Materials & Design*, Elsevier, v. 83, p. 14–25, 2015. Citado na página 20.
- MEROZ, R. *As Estampas a Eletroerosao os Moldes*. [S.l.]: Hemus, 1982. Citado na página 23.
- MESSNER, A. et al. Size effect in the fe-simulation of micro-forming processes. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 45, n. 1-4, p. 371–376, 1994. Citado na página 37.

- MEYERS, M. A.; MISHRA, A.; BENSON, D. J. Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Progress in materials science*, Elsevier, v. 51, n. 4, p. 427–556, 2006. Citado na página 53.
- MOLOTNIKOV, A. et al. Size effects in micro cup drawing. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 550, p. 312–319, 2012. Citado 5 vezes nas páginas 35, 36, 43, 122 e 127.
- MOREIRA, P. G. M. O. Desenvolvimento de algoritmo de correlação digital de imagem para avaliação de grandes deformações. 2015. Citado 3 vezes nas páginas 61, 62 e 115.
- MOURA, R. T. *Modelagem e ensaios mecânicos de polímeros termoplásticos sob carregamentos quase-estático e dinâmico*. Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, 2013. Citado na página 61.
- NAKASHIMA, K. et al. Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 281, n. 1, p. 82–87, 2000. Citado na página 47.
- PAWELSKI, O. Ways and limits of the theory of similarity in application to problems of physics and metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 34, n. 1-4, p. 19–30, 1992. Citado na página 44.
- PROMMA, N. et al. Application of the virtual fields method to mechanical characterization of elastomeric materials. *International Journal of Solids and Structures*, Elsevier, v. 46, n. 3-4, p. 698–715, 2009. Citado 3 vezes nas páginas 61, 62 e 115.
- PROVENZA, F. *Desenhista de máquinas*. [S.l.]: Pro-Tec, 1987. Citado 7 vezes nas páginas 23, 25, 27, 67, 68, 69 e 121.
- QING, X.; XINGMING, G. O efeito da escala sobre a resistência ao escoamento dos materiais nanocristalinos. *International Journal of Solids and Structures*, v. 43, p. 7793–7799, 2006. Citado 4 vezes nas páginas 45, 79, 80 e 118.
- QU, S. et al. Microstructural evolution and mechanical properties of cu–al alloys subjected to equal channel angular pressing. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 57, n. 5, p. 1586–1601, 2009. Citado na página 50.
- RAN, J.; FU, M.; CHAN, W. The influence of size effect on the ductile fracture in micro-scaled plastic deformation. *International Journal of Plasticity*, Elsevier, v. 41, p. 65–81, 2013. Citado 7 vezes nas páginas 26, 32, 34, 37, 39, 83 e 125.
- RAULEA, L. et al. Size effects in the processing of thin metal sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 115, n. 1, p. 44–48, 2001. Citado 4 vezes nas páginas 20, 79, 83 e 87.
- ROLLET, A.; WRIGHT, S. Texture and anisotropy. *Preferred Orientations in Polycrystals and their Effect on Materials Properties*, Cambridge University Press, Cambridge, 1998. Citado na página 48.
- RÖSLER, J.; HARDERS, H.; BAEKER, M. *Mechanical behaviour of engineering materials: metals, ceramics, polymers, and composites*. [S.l.]: Springer Science & Business Media, 2007. Citado na página 90.

- SAOTOME, Y.; YASUDA, K.; KAGA, H. Microdeep drawability of very thin sheet steels. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 113, n. 1-3, p. 641–647, 2001. Citado 2 vezes nas páginas 28 e 68.
- SCHAEFFER, L. Fundamentos do projeto de ferramentas para o processo de estampagem. *Revista Ferramental–Revista Brasileira da Indústria de Ferramentas. Ano I–Nº*, p. 39–44, 2006. Citado na página 25.
- SEGAL, V. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 271, n. 1, p. 322–333, 1999. Citado 2 vezes nas páginas 46 e 47.
- SIMONS, G. et al. Size effects in tensile testing of thin cold rolled and annealed cu foils. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 416, n. 1-2, p. 290–299, 2006. Citado na página 34.
- SPRINGER, P. et al. Simulação computacional, projeto, construção e análise do desempenho de uma matriz para extrusão em canal angular dedicada ao processamento de chapas. Universidade Federal de São Carlos, 2012. Citado na página 58.
- SPRINGER, P. et al. Desenvolvimento por simulação computacional e análise do desempenho real de uma matriz para extrusão em canal angular. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, v. 10, n. 2, 2013. Citado na página 46.
- TOTH, L. S.; GU, C. Ultrafine-grain metals by severe plastic deformation. *Materials Characterization*, Elsevier, v. 92, p. 1–14, 2014. Citado na página 45.
- TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. *Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes*. [S.l.]: CRC Press, 2003. Citado na página 52.
- VALIEV, R. Z.; LANGDON, T. G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in materials science*, Elsevier, v. 51, n. 7, p. 881–981, 2006. Citado 5 vezes nas páginas 45, 46, 47, 48 e 50.
- VEGA, M. C. V. et al. Estudo da influência da deformação por cisalhamento extrusão em canal angular e laminação assimétrica nas propriedades mecânicas do alumínio aa 1050. Universidade Federal de São Carlos, 2014. Citado 6 vezes nas páginas 24, 53, 54, 80, 81 e 83.
- VOLLERTSEN, F.; HU, Z. Analysis of punch velocity dependent process window in micro deep drawing. *Production Engineering*, Springer, v. 4, n. 6, p. 553–559, 2010. Citado na página 30.
- VOLLERTSEN, F. et al. State of the art in micro forming and investigations into micro deep drawing. *Journal of Materials Processing Technology*, Elsevier, v. 151, n. 1, p. 70–79, 2004. Citado 4 vezes nas páginas 26, 30, 39 e 40.
- VOLLERTSEN, F.; NIEHOFF, H. S.; HU, Z. State of the art in micro forming. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Elsevier, v. 46, n. 11, p. 1172–1179, 2006. Citado 3 vezes nas páginas 20, 26 e 40.
- WANG, Y. et al. The role of stacking faults and twin boundaries in grain refinement of a cu–zn alloy processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 527, n. 18-19, p. 4959–4966, 2010. Citado 2 vezes nas páginas 50 e 101.

WEISS, B. et al. Characterization of mechanical and thermal properties of thin cu foils and wires. *Sensors and Actuators A: Physical*, Elsevier, v. 99, n. 1-2, p. 172–182, 2002. Citado 4 vezes nas páginas 34, 39, 83 e 87.

XUE, Q. et al. Mechanisms for initial grain refinement in ofhc copper during equal channel angular pressing. *Acta Materialia*, Elsevier, v. 55, n. 2, p. 655–668, 2007. Citado 2 vezes nas páginas 49 e 50.

YUAN, W. et al. Influence of specimen thickness with rectangular cross-section on the tensile properties of structural steels. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 532, p. 601–605, 2012. Citado 3 vezes nas páginas 31, 41 e 123.

YUAN, W. et al. An analysis on necking effect and stress distribution in round cross-section specimens of pure copper with different diameters. *Materials Science and Engineering: A*, Elsevier, v. 561, p. 183–190, 2013. Citado na página 87.

APÊNDICE

APÊNDICE A

Arruma_dados_instron_parte1

```
%% limpa tudo, apaga tudo, fecha tudo

clear all
close all
clc

%% criar variaveis

Tinstron=[]; %s
Linstron=[]; %mm
Finstronkgf=[]; %kgf

%% Copia do excel e salva

% Voce deve abrir a planilha do excel, copiar uma coluna e salvar
na
% variavel desejada (duplo click na variavel abre editor de matriz
do matlab)

% apos copiar, executar o comando abaixo
%save nome_do_arquivo variavel_01 variavel_02 ...
% save dados_instron_original Tinstron Linstron Finstronkgf
```

Arruma_dados_instron_parte2

```
%% limpa tudo, apaga tudo, fecha tudo

clear all
close all
clc

%% carregar variaveis originais e constantes

load dados_instron_original
g = 9.7871;
n_fotos = ???;
intervalo_entre_fotos = ???;

FinstronN = g * Finstronkgf;

%% criar vetores INTERPOLADOS

Tinterp = [0:intervalo_entre_fotos:((n_fotos-
1)*intervalo_entre_fotos)];

% y = interp1(x0,y0,x)
```

```

Linterp = interp1(Tinstron,Linstron,Tinterp);
Finterp = interp1(Tinstron,FinstronN,Tinterp);

figure(1)
plot(Tinstron,Linstron,'rx')
hold all
plot(Tinterp,Linterp,'ob')
grid on
legend('instron','interpolado para fotos','Location','Northwest')
title('Extensao')

figure(2)
plot(Tinstron,FinstronN,'rx')
hold all
plot(Tinterp,Finterp,'ob')
grid on
xlabel('Tempo (s)')
ylabel('Força (kgf)')
legend('instron','interpolado para fotos','Location','Southeast')
title('Força')

figure(3)
plot(Linstron,FinstronN,'rx')
hold all
plot(Linterp,Finterp,'ob')
grid on
%set(gca,'FontSize',14)
xlabel('Deformação (mm)','FontSize',14)
ylabel('Força (kgf)','FontSize',14)
legend('instron','interpolado para fotos','Location','Southeast')
title('Alongamento vs Força')

%save nome_do_arquivo variavel_01 variavel_02 ...
save dados_instron_tratados Tinterp Linterp Finterp

```

Arruma_dados_instron_parte3

```

%% limpa tudo
clear all
close all
clc

load Dadostratados.mat
load dados_instron_tratados.mat % carrega Tinterp Linterp Finterp

%% Descubra numero de fotos e numero de seções transversais

nfotos =length(data_dic_save.strains);
n_fotos_teste = nfotos - ???;
tamanho = size(data_dic_save.strains(2).plot_exx_ref_formatted)
altura_cp = tamanho(1);

largura = ??? * 1e-3; %m
espessura = ??? * 1e-3; %m
Area_0= largura * espessura;

```

```

%% calcula medias de deformações longitudinais
def_longitudinal = zeros(altura_cp,n_fotos_teste);

for n_foto_atual=1:n_fotos_teste
    for ny = 1:tamanho(1)
        media_provisorio=0;
        numero_nao_zeros=0;
        for nx =1:tamanho(2)
            if(
(data_dic_save.strains(n_foto_atual).plot_eyy_ref_formatted(ny,nx))
~= 0)
                media_provisorio = media_provisorio +
data_dic_save.strains(n_foto_atual).plot_eyy_ref_formatted(ny,nx);
                numero_nao_zeros = numero_nao_zeros + 1;
            end
        end
        if(numero_nao_zeros == 0)
            def_longitudinal(ny,n_foto_atual)=0;
        else
            def_longitudinal(ny,n_foto_atual)=media_provisorio/numero_nao_zeros
;
        end
    end
    n_foto_atual/n_fotos_teste*33
end

%% calcula medias de deformações transversais
def_transversais = zeros(altura_cp,n_fotos_teste);

for n_foto_atual=1:n_fotos_teste
    for ny = 1:tamanho(1)
        media_provisorio=0;
        numero_nao_zeros=0;
        for nx =1:tamanho(2)
            if(
(data_dic_save.strains(n_foto_atual).plot_exx_ref_formatted(ny,nx))
~= 0)
                media_provisorio = media_provisorio +
data_dic_save.strains(n_foto_atual).plot_exx_ref_formatted(ny,nx);
                numero_nao_zeros = numero_nao_zeros + 1;
            end
        end
        if(numero_nao_zeros == 0)
            def_transversais(ny,n_foto_atual)=0;
        else
            def_transversais(ny,n_foto_atual)=media_provisorio/numero_nao_zeros
;
        end
    end
    n_foto_atual/n_fotos_teste*33+33
end

```

```

%% calcula poisson

poisson = zeros(altura_cp,n_fotos_teste);

for n_foto_atual=1:n_fotos_teste
    for ny = 1:tamanho(1)
        poisson(ny,n_foto_atual)=(-1)* (
(def_transversais(ny,n_foto_atual))/(def_longitudinal(ny,n_foto_atu
al)));

        end
        n_foto_atual/n_fotos_teste*33+66
    end
end

```

```

%% calcula a deformação logarítima

def_log = zeros(altura_cp,n_fotos_teste);

for n_foto_atual=1:n_fotos_teste
    for ny = 1:tamanho(1)
        def_log(ny,n_foto_atual)=0.5*log( 2*(
def_longitudinal(ny,n_foto_atual) ) +1 ));
        end
        n_foto_atual/n_fotos_teste*100
    end
end

def_log_transv = zeros(altura_cp,n_fotos_teste);

for n_foto_atual=1:n_fotos_teste
    for ny = 1:tamanho(1)
        def_log_transv(ny,n_foto_atual)=0.5*log( 2*(
def_transversais(ny,n_foto_atual) ) +1 ));
        end
        n_foto_atual/n_fotos_teste*100
    end
end

```

```

%% calcula tensoes reais

tensao_real = zeros(altura_cp,n_fotos_teste);

for n_foto_atual=1:n_fotos_teste
    for ny = 1:tamanho(1)

tensao_real(ny,n_foto_atual)=(Finterp(n_foto_atual)/Area_0)* (
(1)/ (2*def_transversais(ny,n_foto_atual)+1) );

        end
        n_foto_atual/n_fotos_teste*100
    end
end

```

```

%% PLOTAR TUDO
seccao_maxima = ???;

```

```

seccao_minima = ???;

% ao longo do corpo de prova
fig = figure;
fig.Units = 'centimeters';
%[left bottom width height]
fig.Position = [0 0 14 21];
fig.PaperType = 'a4';
fig.PaperUnits = 'centimeters';
%[left bottom width height]
fig.PaperPosition = [0 0 14 21];
subplot(3,2,1);
for n_foto_atual=1:n_fotos_teste

plot(def_longitudinal(seccao_minima:seccao_maxima,n_foto_atual))
    hold on
end
axis([??? ??? ??? ???])
grid on
xlabel({'Posição da secção';' transversal (pixel)'},'FontSize',10)
ylabel({'Deformação de Green';' longitudinal
(mm/mm)'},'FontSize',10)

subplot(3,2,2);
for n_foto_atual=1:n_fotos_teste

plot(def_transversais(seccao_minima:seccao_maxima,n_foto_atual))
    hold on
end
axis([??? ??? ??? ???])
grid on
xlabel({'Posição da secção';' transversal (pixel)'},'FontSize',10)
ylabel({'Deformação de Green';' transversal
(mm/mm)'},'FontSize',10)

subplot(3,2,3);
for n_foto_atual=1:n_fotos_teste
    plot(def_log(seccao_minima:seccao_maxima,n_foto_atual))
        hold on
end
axis([??? ??? ??? ???])
grid on
xlabel({'Posição da secção';' transversal (pixel)'},'FontSize',10)
ylabel({'Deformação logaritmica';' longitudinal
(mm/mm)'},'FontSize',10)

subplot(3,2,4);
for n_foto_atual=1:n_fotos_teste
    plot(def_log_transv(seccao_minima:seccao_maxima,n_foto_atual))
        hold on
end
axis([??? ??? ??? ???])
grid on
xlabel({'Posição da secção';' transversal (pixel)'},'FontSize',10)
ylabel({'Deformação logaritmica';' transversal
(mm/mm)'},'FontSize',10)

```

```

subplot(3,2,5);
for n_foto_atual=10:20
    plot(poisson(seccao_minima:seccao_maxima,n_foto_atual))
    hold on
end
axis([??? ??? ??? ???])
grid on
xlabel({'Posição da secção';' transversal (pixel)'},'FontSize',10)
ylabel('Coeficiente de Poisson','FontSize',10)

subplot(3,2,6);
for n_foto_atual=1:n_fotos_teste
    plot(tensao_real(seccao_minima:seccao_maxima,n_foto_atual)*1e-
6)
    hold on
end
axis([??? ??? ??? ???])
grid on
xlabel({'Posição da secção';' transversal (pixel)'},'FontSize',10)
ylabel('Tensão verdadeira (MPa)','FontSize',10)
print('Figura_01','-djpeg');

fig_t = figure;
fig_t.Units = 'centimeters';
%[left bottom width height]
fig_t.Position = [0 0 14 11.5];
fig_t.PaperType = 'a4';
%[left bottom width height]
fig_t.PaperUnits = 'centimeters';
fig_t.PaperPosition = [0 0 14 11.5];

plot(def_log(???,:),tensao_real(???,:)*1e-6,'k','Linewidth',2)
hold on
for seccao_transversal=1:altura_cp

plot(def_log(seccao_transversal,:),tensao_real(seccao_transversal,
)*1e-6)
    hold on
end
plot(def_log(???,:),tensao_real(???,:)*1e-6,'k','Linewidth',2)
axis([??? ??? ??? ???])
grid on
xlabel({'Deformação logaritmica (mm/mm)'},'FontSize',10)
ylabel({'Tensão verdadeira (MPa)'},'FontSize',10)
% legend({'Secção com maior deformação'},'Location','Northwest')
print('Figura_02','-djpeg');

```