



Universidade Federal
do Rio de Janeiro

Escola Politécnica

Microestrutura e Propriedades mecânicas obtidas em aço baixo carbono submetido a extrusão angular em canal à 350°C

Carlos Conde Carvalhal

Projeto de Graduação apresentado ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários a obtenção do título de Engenheiro Metalúrgico.

Orientador: Juan Carlos Garcia de Blas

Rio de Janeiro

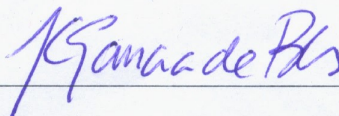
Setembro de 2016

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES OBTIDAS EM AÇO BAIXO CARBONO
SUBMETIDO A EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAL A 350°C

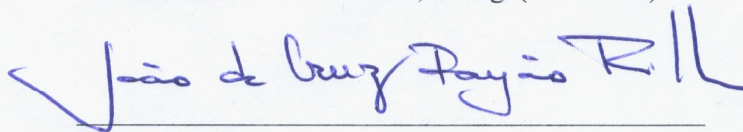
Carlos Conde Carvalhal

PROJETO DE GRADUAÇÃO SUBMETIDO AO CORPO DOCENTE DO CURSO DE
ENGENHARIA METALÚRGICA DA ESCOLA POLITÉCNICA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA
A OBTENÇÃO DO GRAU DE ENGENHEIRO METALÚRGICO.

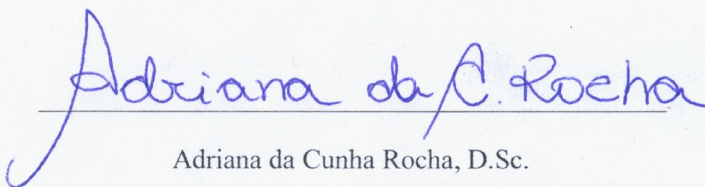
Examinada por:



Juan Carlos Garcia de Blas, Dr.Ing. (Orientador).



João da Cruz Payão Filho, Dr.Ing.



Adriana da Cunha Rocha, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL.

SETEMBRO DE 2016

Carvalho, Carlos Conde

Microestrutura e Propriedades mecânicas obtidas em Aço de baixo carbono submetidos à Extrusão Angular em Canal à 350°C / Carlos Conde Carvalho. – Rio de Janeiro: UFRJ/Escola Politécnica, 2016.

VIII, 52 p. 29,7 cm.

Orientador: Juan Carlos Garcia de Blas.

Projeto de Graduação – UFRJ/ Escola Politécnica/ Curso de Engenharia Metalúrgica, 2016.

Referências Bibliográficas: p. 50-52.

1. Refino de grão 2. Deformação Plástica Severa 3. Extrusão angular em canal

I. Blas, Juan Carlos Garcia de II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Escola Politécnica, Curso de Engenharia Metalúrgica. III. Título.

AGRADECIMENTOS

À Deus.

Agradeço à minha família, que sempre esteve ao meu lado me apoiando.

Agradeço a minha namorada Laura Vilella por ter me ajudado muito nesse momento. Sem a ajuda dela nada disso seria possível.

Ao Professor Juan Garcia de Blas, por ter me confiado a execução desse projeto. Agradeço a presteza, colaboração e atenção empregada para me orientar nesse projeto.

Ao Professor Luiz Carlos Pereira, por ter me ajudado durante a execução do projeto, pelo suporte e disponibilidade em todo o projeto.

Ao mestre Laércio Guzela por todo suporte, disponibilidade e conselhos.

Ao João, técnico do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos, e Róbson, técnico do Laboratório de Propriedades Mecânicas, que sempre foram atenciosos e prestativos durante o processo de obtenção de resultados, seja no preparo ou na execução dos ensaios.

A todos os professores por transmitirem com bastante dedicação o conhecimento que detêm.

Aos meus amigos, em especial Felipe, Laura, Camilo, Carlos e Marcus pelo companheirismo, compreensão e reciprocidade durante a graduação. Obrigada por estarem comigo nos momentos de alegria e naqueles não tão divertidos assim também.

Agradeço a todos que direta ou indiretamente viabilizaram a conclusão dessa etapa em minha vida, através de carinho, conselhos, palavras de estímulo e orientação. Todos foram muito importantes para o fechamento desse ciclo.

Resumo do Projeto de Graduação apresentado ao DEMM/EP/UFRJ como parte integrante dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Engenheiro Metalúrgico

MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES OBTIDAS EM AÇO BAIXO CARBONO
SUBMETIDO A EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAL A 350°C

Carlos Conde Carvalho

Setembro/2016

Orientador: Juan Carlos Garcia de Blas

Curso: Engenharia Metalúrgica

Dentre todos mecanismos de endurecimento de ligas metálicas, o refino de grão é o único que consegue aliar aumento de resistência e tenacidade. Na Deformação Plástica Severa (DPS), grande quantidade de deformação, em temperaturas não muito elevadas, é inserida no metal, sem que haja uma mudança expressiva na seção transversal das peças. Entre as técnicas de DPS a Extrusão Angular em Canal (EAC) destaca-se pela possibilidade de implantação em escala industrial. Neste trabalho são apresentados os resultados da EAC de um aço baixo carbono (ABNT 1015) à 350°C visando o desenvolvimento de microestrutura de granulação fina/ultrafina. São avaliados os parâmetros de processamento EAC indicativos da quantidade de deformação acumulada no material. As caracterizações microestruturais do material foram feitas por microscopia ótica e eletrônica de varredura. A resistência mecânica do material foi avaliada através de ensaios de dureza e tração. Ensaios de impacto Charpy instrumentado foram realizados para que a tenacidade à fratura do material processado por EAC fosse estudada. Os resultados confirmam que o refino da microestrutura dos grãos ferríticos / perlíticos por EAC resultou em melhorias significativas na resistência mecânica e na tenacidade do aço ABNT 1015 quando comparados à condição como recebido.

Palavras-chave: Refino, Deformação Plástica Severa e Extrusão Angular em Canal.

Abstract of Undergraduate Project presented to DEMM/POLI/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Metallurgical Engineer.

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OBTAINED IN LOW CARBON STEEL SUBMITTED TO EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING AT 350 ° C

Carlos Conde Carvalhal

September/2015

Advisor: Juan Carlos Garcia de Blas

Course: Metallurgical Engineering

Among all hardening mechanisms for metal alloys, grain refining is the only one that can combine increased strength and toughness. At Severe plastic deformation (SPD), large amount of deformation, at not high temperatures, is imposed to the metal, without a significant change in the specimen cross section. Among the techniques of SPD the Equal Channel Angular Extrusion (ECAE) is distinguished by its capability of deployment to industrial scale. This work presents the low carbon steel (SAE 1015) ECAE results at 350 °C for the development of fine/ultrafine-grained microstructure. ECAE parameters indicatives of accumulated strain quantity of material are evaluated. The microstructural material characterizations were made by optical and scanning electron microscopy. The mechanical strength was evaluated by hardness and tensile tests. Instrumented Charpy impact tests were performed for obtaining the material fracture toughness. The results confirms that the ECAE refining of the ferritic / pearlitic grain microstructure resulted in significant improvements in mechanical strength and toughness of SAE 1015 steel when compared to the as received condition.

Keywords: Refining, Plastic Severe Deformation and Extrusion Channel Angular Pressing.

SUMÁRIO

1 Introdução	12
1.1 Objetivo.....	13
2 Revisão Bibliográfica.....	14
2.1 Refino de Grão	14
2.1.1 Resistência Mecânica	14
2.1.2 Tenacidade	15
2.2 Deformação Plástica Severa	17
2.2.1 Extrusão Angular em Canal	18
2.2.2 Refino na EAC	22
3 Metodologia.....	23
3.1 Material	23
3.2 Deformação por EAC	23
3.3 Microscopia.....	25
3.4 Ensaio Mecânicos.....	26
3.4.1 Ensaio de Dureza	26
3.4.2 Ensaio de Tração.....	27
3.4.3 Ensaio de Impacto Charpy Instrumentado	27
4 Resultados	29
4.1 Condições de Processamento	29
4.2 Microscopia.....	30

4.3 Ensaio Mecânicos	32
4.3.1 Ensaio de Dureza.....	32
4.3.2 Ensaio de Tração	33
4.3.3 Ensaio de Impacto Charpy Instrumentado	38
5 Discussão	41
5.1 Microscopia.....	41
5.2 Ensaio Mecânicos	42
5.2.1 Ensaio de Dureza	42
5.2.2 Ensaio de Tração.....	42
5.2.3 Ensaio de Impacto Charpy Instrumentado	46
6 Conclusão	48
7 Proposta para trabalhos futuros	49
8 Referências	50

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Representação esquemática da contribuição dos diferentes mecanismos de endurecimento (WENG et al., p.13).....	14
Figura 2.2 Transição dúctil frágil de barras de aço baixo carbono (0,17-0,25 % C em massa) com diferentes tamanhos de grão (WENG,et al., p.13).....	16
Figura 2.3 Variação da deformação crítica para fratura em função do $D^{-1/2}$ (adaptado de DIETER, 1988, p. 261).....	16
Figura 2.4 Representação esquemática da extrusão angular em canal (VALIEV e LANGDON, 2006 e LANGDON, 2001).....	18
Figura 2.5 Rotas de deformações possíveis em EAC (IWAHASHI et al., 2000).	19
Figura 2.6 (a) Sistemas de deslizamento ativados e (b) padrões de deformação das diferentes rotas em cada passe (VALIEV e LANGDON, 2006).....	20
Figura 2.7 Microestruturas de Al puro submetidos à diferentes rotas EAC (LANGDON eal.,2000).	20
Figura 2.8 Influência da temperatura de processamento EAC (a) no tamanho de grão final de uma amostra de aço baixo carbono e (b) nas propriedades de uma maostra de aço baixo carbono (adaptado de SHIN et al., 2001).	21
Figura 2.9 Evolução microestrutural durante o refino na DPS (ITO e HORITA, 2009). .	22
Figura 3.1 Corte longitudinal de um modela da matriz utilizada.	24
Figura 3.2 Representação esquemática da matriz e dos eixos da amostra.	25
Figura 3.3 Representação esquemática do corte prévio das amostras para análise microscópica.	25
Figura 4.1 Variação da carga e do tempo em função do deslocamento do punção durante o primeiro passe de EAC	29
Figura 4.2 Microestrutura do material como recebido dos eixos (a) X e (b) Y obtidas, respectivamente, por MEV e MO.....	31
Figura 4.3 Microestrutura do material com 1 passe dos eixos (a) X e (b) Y obtidas por MEV.	31
Figura 4.4 Microestrutura do material com 2 passes dos eixos (a) X e (b) Y obtidas, respectivamente, por MO e MEV.....	31
Figura 4.5 Microestrutura do material com 3 passes dos eixos (a) X e (b) Y obtidas por MEV.	32
Figura 4.6 Microestrutura do material com 4 passes dos eixos (a) X e (b) Y obtidas, respectivamente, por MEV e MO.....	32
Figura 4.7 Variação da dureza em função do número de passes EAC.....	33

Figura 4.8 Curvas tensão-deformação das amostras sem processamento.	34
Figura 4.9 Curvas tensão-deformação das amostras com 1 passe EAC comparadas ao material como recebido.	34
Figura 4.10 Curvas tensão-deformação das amostras com 2 passe EAC comparadas ao material como recebido.	35
Figura 4.11 Curvas tensão-deformação das amostras com 3 passe EAC comparadas ao material como recebido.	35
Figura 4.12 Curvas tensão-deformação das amostras com 4 passe EAC comparadas ao material como recebido.	36
Figura 4.13 Forma típica da fratura dos corpos de prova de tração nas condições : (a) como recebido, (b) 1 passe, (c) 2 passes, (d) 3 passes e (e) 4 passes.	37
Figura 4.14 Variação da tensão de escoamento em função do número de passes EAC	37
Figura 4.15 Variação da tensão de máxima em função do número de passes EAC.....	37
Figura 4.16 Variação da deformação uniforme em função do número de passes EAC	38
Figura 4.17 Transição dúctil frágil do material como recebido.	38
Figura 4.18 Resultados dos ensaios de impacto charpy instrumentado das amostras na condição como recebido e 4 passes : (a) carga-tempo e (b) energia absorvida-tempo. .	39
Figura 4.19 Fractografia na região próxima ao entalhe de charpy das amostras nas condições : (a) como recebido e (b) 4 passes.	40
Figura 4.19 Fractografia da região inicial da fratura das amostras nas condições : (a) como recebido e (b) 4 passes.....	40
Figura 5.1 Final da curva tensão-deformação das amostras com 2 passes de comportamentos : (a) C1 e (b) C2.	43
Figura 5.2 Final da curva tensão-deformação das amostras com 4 passes de comportamentos : (a) C1 e (b) C2.	43
Figura 5.3 Variação do coeficiente de encruamento com o tamanho de grão de aços baixo e médio carbono (QIU et. al., 2011)	45
Figura 5.4 Relação da carga máxima no último passes EAC com a tensão máxima obtida após o processamento das amostras.....	45
Figura 5.5 Influência da “back-pressure” no refino de ligas 6016 (MCKENZIE et al., 2007).	46



LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 Composição média dos aços ABNT 1015 (NBR 87:2000).	23
Tabela 4.1 Valores de carga máxima (C_{MAX}), pressão máxima(P) e velocidade de ensaio (v) de ensaios EAC das amostras destinadas à obtenção dos corpos de prova de tração.	30
Tabela 4.2 Resultados de dureza e desvio padrão obtidos nas amostras com recebida e com 1, 2, 3 e 4 passes.....	33
Tabela 4.3 Resultados obtidos nos ensaios de tração.....	36
Tabela 4.4 Resultados de $E_a^{(m)}$, P_m e K_{JD} obtidos para as amostras como recebido e com 4 passes.	39

1. INTRODUÇÃO

A constante industrialização e modernização de todos os países faz com que exista uma crescente demanda de aços, cada vez mais com melhores propriedades. Segundo a World Steel Association, a produção mundial de aço bruto no ano de 1900 foi 28,3 milhões de toneladas (WORLDSTEEL, 1978), enquanto que no final do ano de 2014 chegou à 1,6 trilhões de toneladas (WORLDSTEEL, 2015).

Os aços baixo carbono ocupam mais de 70% da produção mundial, sendo aplicáveis tanto em grandes componentes estruturais quanto em pequenas peças e dispositivos mecânicos. Devido a esta demanda, materiais com alta resistência mecânica aliada à alta tenacidade são cada vez mais estudados.

Existem diversas formas de obter-se endurecimento em uma liga, como por exemplo, por solução sólida, proporcionado pelos elementos de liga solubilizados (C, N, P, Mn, Si, Cr, Mo, etc.); por precipitação; por segunda fase; por encruamento; e por refino do tamanho de grão. Entretanto, frequentemente, a ductilidade e a tenacidade são reduzidas quando uma liga sofre endurecimento. Por sua vez, o refino de grão mostra-se uma técnica muito favorável já que consegue aliar aumento de resistência e tenacidade.

O refino do tamanho de grão de ligas comerciais é obtido, de acordo com sua aplicação, utilizando tratamentos térmicos ou termomecânicos convencionais pré-determinados cujos limites ultrapassam 2 micrômetros (μm). Desta forma, não são capazes de atingir granulações ultrafinas (inferior a 1 μm). Assim, existe um grande interesse direcionado ao desenvolvimento de novas técnicas que possam ser empregadas na fabricação de metais com grãos ultra refinados (VALIEV e LANGDON, 2006).

Diversas técnicas de refino de grão baseadas na deformação plástica severa (DPS) vem surgindo como uma alternativa importante para a obtenção de aços nesta faixa granulométrica. Na DPS, grande quantidade de deformação, em temperaturas não muito elevadas, é inserida no metal, sem que haja uma mudança expressiva na seção transversal das peças.

Segundo VALIEV e LANGDON (2006), a Extrusão Angular em Canal (EAC) apresenta diversas vantagens como:

- Apresenta aplicabilidade em grandes peças, possibilitando seu uso na fabricação de metais que possam ser usados em diversas aplicações estruturais;
- Baseia-se em um procedimento de fácil execução, podendo ser aplicado à diversas ligas e facilmente reproduzidos em laboratórios;
- Obtém-se homogeneidade de deformação aplicada ao longo da peça, resultando em propriedades finais homogêneas.

1.1. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo realizar a caracterização microestrutural e avaliar as propriedades mecânicas de amostras de aço baixo carbono (SAE 1015) processadas por Extrusão angular em canal (EAC) na temperatura de 350 °C para obtenção de uma microestrutura de granulação fina / ultrafina comparando-as com o material como recebido.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. REFINO DE GRÃO

De acordo com WENG *et al* (2009, p. 13), à medida que a resistência mecânica de um aço baixo carbono aumenta, a contribuição do refino de grão aumenta (Figura 2.1).

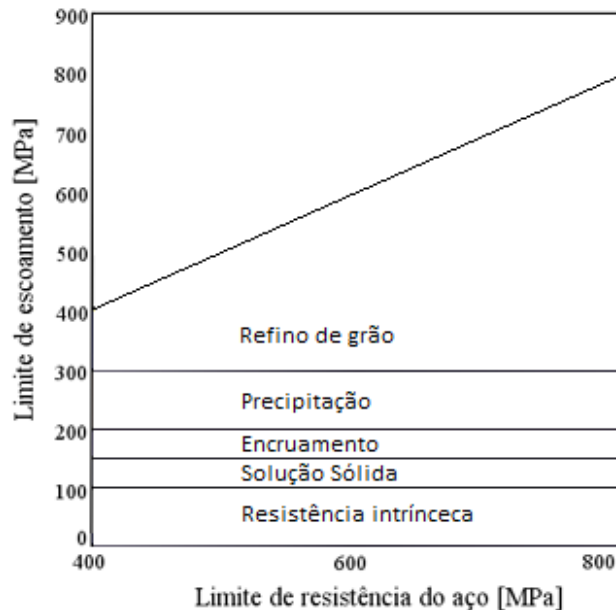


Figura 2.1 Representação esquemática da contribuição dos diferentes mecanismos de endurecimento (WENG *et al*, 2009, p.13).

Além disso, diferentemente dos outros mecanismos, o efeito positivo do refino de grão em aços baixo carbono pode ser observado tanto na resistência mecânica quanto na tenacidade.

2.1.1. RESISTÊNCIA MECÂNICA

A Resistência mecânica de metais policristalinos apresentam grande sensibilidade ao tamanho de grão. A partir da equação 2.1, proposta por HALL (1951) e PETCH (1953), podemos constatar que o aumento da resistência do material é diretamente proporcional à redução do tamanho médio dos grãos.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y \cdot d^{-1/2} \quad (2.1)$$

Onde σ_y é o limite de escoamento, d é o tamanho médio do grão, σ_0 representa a resistência da rede cristalina ao deslocamento das discordâncias e k_y é uma constante relativa à contribuição dos contornos de grão no endurecimento.

Essa relação pode ser entendida com base na teoria das discordâncias, assumindo que os contornos de grãos atuam como barreiras para suas movimentações, fazendo com que elas se empilhem sobre seus planos de deslizamento antes dos contornos de grão (REED-HILL, 1982, p.181-182).

Tendo em vista que a deformação plástica macroscópica nos metais corresponde a movimentação de um grande número de discordâncias, uma maior resistência a deformação plástica depende de um menor grau de mobilidade das discordâncias.

Assim, metais com menores tamanhos de grãos apresentarão maior obstáculos à movimentação das discordâncias e, por sua vez, terão maiores valores de dureza e tensão de escoamento.

2.1.2. TENACIDADE

Por outro lado, o refino também se mostra eficiente na melhoria da tenacidade. Em aços ferríticos de baixo e médio carbono a temperatura de transição dúctil-frágil aumenta com o crescimento do tamanho de grão da ferrita (Figura 2.2). Quanto maior a temperatura dúctil-frágil menor será a tenacidade à fratura do metal para uma determinada temperatura de trabalho.

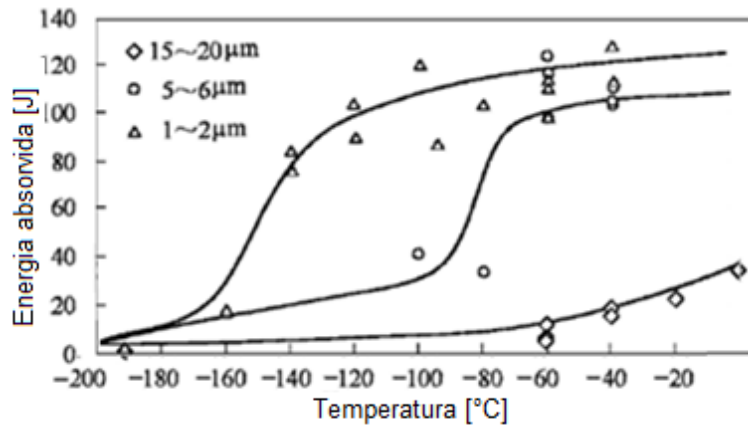


Figura 2.2 Transição dúctil frágil de barras de aço baixo carbono (0,17-0,25 %C em massa) com diferentes tamanhos de grão (WENG et al, 2009, p. 13).

A equação 2.2 abaixo apresenta as variáveis limitantes para nucleação e propagação de uma trinca a partir de um empilhamento de discordâncias, resultando em uma fratura frágil (DIETER, 1981 p. 260).

$$(\tau_i D^{1/2} + k')k' = G\gamma_s\beta \quad (2.2)$$

Onde τ_i é a resistência da rede ao deslocamento das discordâncias, k' é um parâmetro relacionado à liberação das discordâncias de um empilhamento, γ_s é a energia de superfície efetiva, β expressa a proporção da tensão de cisalhamento em relação à tensão normal, G é o valor do módulo de cisalhamento e D o tamanho de grão.

A importância do tamanho de grão é mostrada na figura 2.3, em que, com sua diminuição, há um aumento na resistência à fratura. Segundo DIETER (1981), o tamanho de grão deve ser interpretado nessa equação como o comprimento da banda de deslizamento.

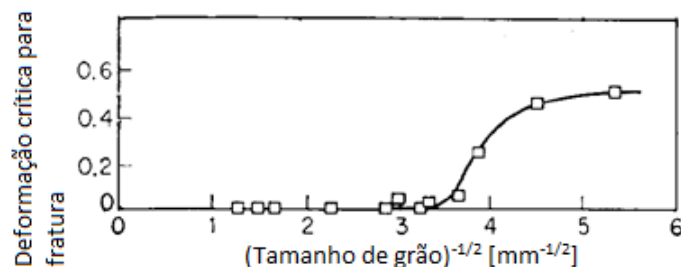


Figura 2.3 Variação da deformação crítica para fratura em função do $D^{-1/2}$ (Adaptado de DIETER, 1981, p. 261).

Esse efeito fragilizante associado à granulação grosseira pode ser atribuído à concentração de tensões nos finais das bandas de deslizamento (nos contornos de grão). Quanto maior for o tamanho de grão, maiores serão as bandas de deslizamento e maiores as concentrações de tensões. Essas concentrações de tensões elevadas induzem uma nucleação de micro trincas nos contornos de grão, causando a fratura catastrófica prematura do material por clivagem (DIETER, 1981, p. 260-261).

2.2. DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA (DPS)

O fato de que a resistência e a tenacidade de materiais metálicos policristalinos são melhoradas pela redução do tamanho dos cristais (grãos) que os constituem, tem levado a um crescente interesse na pesquisa e produção dos materiais com grãos ultrafinos maciços para atender a demanda dos setores onde a exigência de propriedades mecânicas superiores é crítica: aeroespacial, transportes, produtos esportivos, processamento químico e de alimentos, eletrônica e aplicações médicas.

Segundo VALIEV e LANGDON (2006), materiais policristalinos com grãos ultrafinos são aqueles que apresentam um tamanho médio de grão inferior à 1 μm . Além disso, para materiais ultrafinos maciços, existe o requisito de apresentarem razoável homogeneidade e equiaxialidade microestrutural e possuírem maior densidade de contornos de grão de alto ângulo.

Embora os processamentos metálicos convencionais, como laminação e extrusão, sejam capazes de obter estas características, eles apresentam duas limitações:

- Como a dimensão das peças é alterada nestes processos, existe uma deformação máxima correspondente à redução da seção das amostras;
- A deformação aplicada pelos processos convencionais é insuficiente para obter estruturas ultrafinas à temperatura ambiente e baixas temperaturas, uma vez que as ligas metálicas apresentam baixa trabalhabilidade nestas condições (VALIEV e LANGDON, 2006).

Um fenômeno que vem sendo explorado para a obtenção de estruturas ultrafinas é a Deformação Plástica Severa (DPS), no qual, sob deformação contínua, ocorre a

transformação de uma subestrutura de células de discordâncias com contornos de baixo ângulo em uma estrutura granular com contornos de alto ângulo sem que haja mudanças significativas na seção transversal da amostra (VALIEV e LANGDON, 2006).

A aplicação prática da DPS exigiu o desenvolvimento de técnicas específicas, já que nos processos convencionais de conformação a realização de grandes deformações leva à redução da seção reta do material, inviabilizando sua aplicação prática. As principais técnicas de DPS (VALIEV e LANGDON, 2006) são: torção sob alta pressão, forjamento multidirecional, compressão e extrusão cíclica, planificação e corrugação repetitiva e extrusão angular em canal, sendo a última a mais promissora.

2.2.1. EXTRUSÃO ANGULAR EM CANAL (EAC)

O princípio de funcionamento do EAC consiste em pressionar um tarugo de bitola quadrada ou cilíndrica, em um canal de matriz com seção reta constante contendo uma mudança descontínua de orientação. Ao atravessar o plano de interseção dos canais, o material é submetido a uma grande deformação cisalhante sem que sua seção transversal seja alterada (SEGAL, 1995).

A figura 2.4 abaixo mostra esquematicamente a matriz utilizada no EAC.

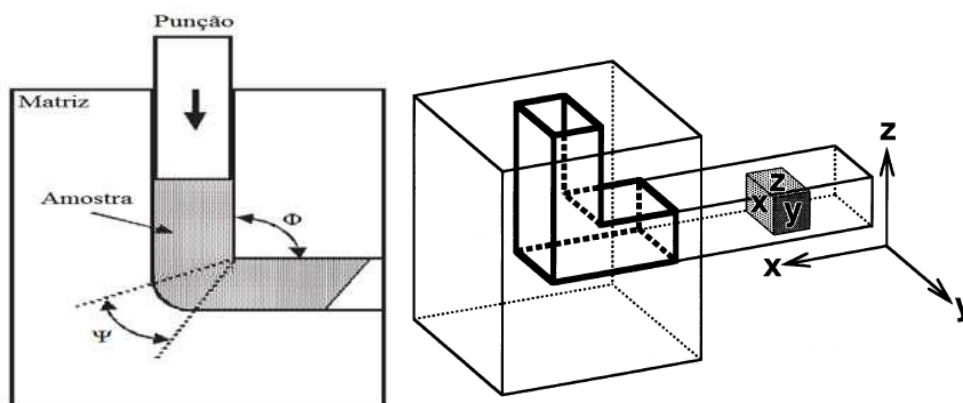


Figura 2.4 Representação esquemática da Extrusão Angular em Canal (VALIEV e LANGDON, 2006; LANGDON, 2001).

Já que a seção do material permanece constante, o processo pode ser repetido várias vezes e sua deformação acumulada é dada pela equação 2.3 (VALIEV e LANGDON, 2006).

$$\varepsilon = \frac{n}{\sqrt{3}} \left[2 \cot \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) + \psi \operatorname{cosec} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\psi}{2} \right) \right] \quad (2.3)$$

Onde n é o número de passes e os ângulos da matriz são expressos por ψ e Φ .

Existem 4 rotas básicas de reinserção da amostra na matriz após cada passe (figura 2.5):

- $A \rightarrow$ A amostra não é submetida à nenhuma rotação.
- $B_A \rightarrow$ A amostra é rotacionada em 90° em sentidos alternados.
- $B_C \rightarrow$ A amostra é rotacionada em 90° no mesmo sentido.
- $C \rightarrow$ A amostra é rotacionada em 180° no mesmo sentido.

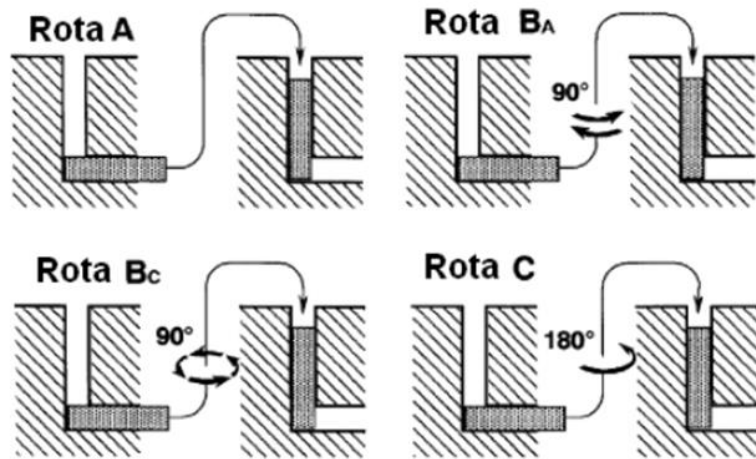


Figura 2.5 Rotas de deformação possíveis em EAC (IWAHASHI et al, 2000).

Desta maneira, cada rota ativará um sistema de deslizamento diferente, resultando em diferentes padrões de deformação associados a cada passe nos 3 planos da amostra de acordo com a rota seguida (Figura 2.6).

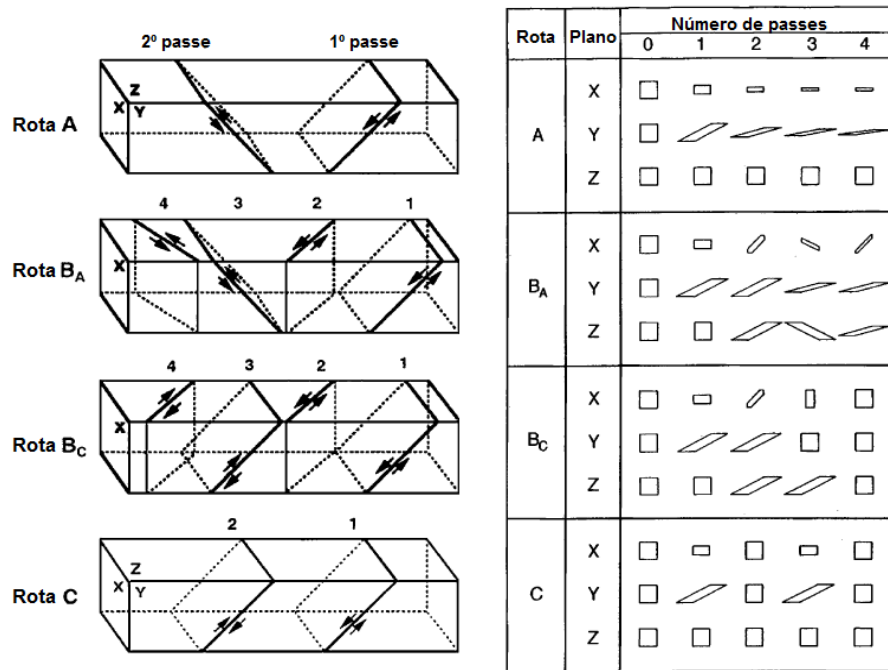


Figura 2.6 (a) Sistema de deslizamento ativados e (b) padrões de deformação em cada passe das diferentes rotas (VALIEV e LANGDON, 2006).

Estes padrões de deformação resultarão nas diferentes microestruturas obtidas por cada rota no processamento de uma liga metálica. A figura 2.7 apresenta microestruturas com diferentes morfologias no processamento de uma liga de alumínio puro nas rotas A, B_A, B_C e C.

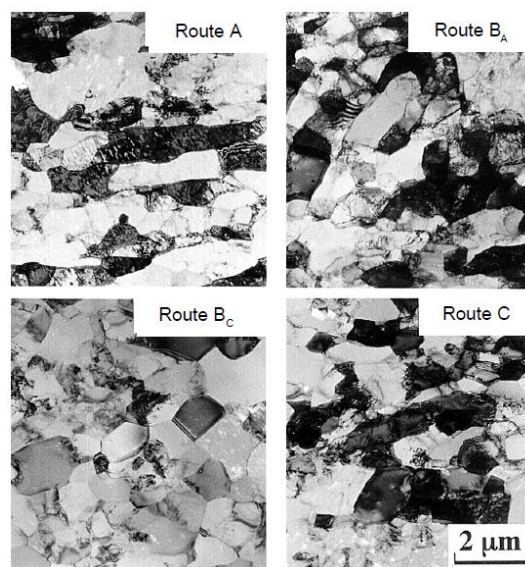


Figura 2.7 Microestruturas de amostras de Al puro submetidos à diferentes rotas EAC (LANGDON et al., 2000).

Existem diversos fatores que influenciam a trabalhabilidade e as microestruturas obtidas nos materiais processados por EAC (VALIEV e LANGDON, 2006):

- A geometria da matriz (os ângulos ψ e Φ);
- Variáveis experimentais do processamento, como velocidade de deformação, temperatura de processamento e existência de pressão contrária;
- Características metalúrgicas intrínsecas do material, como textura cristalográfica e distribuição de orientações dos grãos.

Como apresentado anteriormente, os ângulos ψ e Φ tem papel importante na deformação aplicada ao material. Embora a velocidade de deformação não tenha influência no tamanho médio dos grãos após a deformação, pode influenciar a recuperação do metal já que velocidades mais baixas favorecem este mecanismo.

Por outro lado, a temperatura, variável facilmente controlada, tem grande influência na resistência à extrusão dos metais. A figura 2.8 abaixo mostra a influência da temperatura de processamento EAC (a) no tamanho de grão final de uma amostra de aço baixo carbono e (b) nas propriedades mecânicas de uma amostra de aço baixo carbono. Com o aumento da temperatura ocorre o crescimento do tamanho de grãos e a diminuição da resistência mecânica (SHIN et al., 2001).

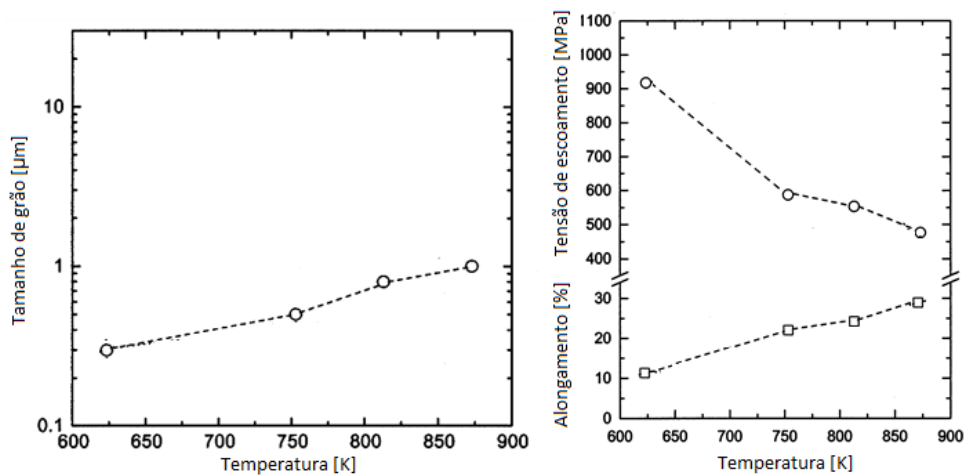


Figura 2.8 Influência da temperatura de processamento EAC (a) no tamanho de grão final de uma amostra de aço baixo carbono e (b) nas propriedades mecânicas de uma amostra de aço baixo carbono (adaptado de SHIN et al., 2001).

A aplicação de uma pressão contrária ao deslocamento da amostra no canal de saída é uma técnica utilizada durante o EAC denominada “back-pressure”. Sua realização leva à uma melhoria na trabalhabilidade do metal processado e introduz uniformidade em seu fluxo durante o EAC (VALIEV e LANGDON, 2006).

2.2.2. REFINO NA EAC

Ao final do primeiro passe do EAC, subgrãos alongados são formados paralelamente ao plano de deslizamento primário. Nos passes seguintes, o tamanho médio dos cristais corresponderá à largura destes subgrãos (LANGDON, 2006).

À medida que o nível de deformação sobe, a densidade de discordâncias aumenta, aglomerando-as na forma de células. Em seguida, a aniquilação de discordâncias nas paredes das células leva à formação de subgrãos com contornos de baixo ângulo. Este ângulo de desorientação nos contornos aumenta à medida que a deformação continuada promove a absorção e a aniquilação das discordâncias, formada no interior das células, pelos seus contornos (ITO e HORITA, 2009).

A microestrutura final após o balanço entre a geração de discordâncias dentro dos cristais e a absorção destas pelos contornos, apresenta uma maior proporção de contornos de alto ângulo (ITO e HORITA, 2009).

O esquema deste processo é apresentado na figura 2.9.

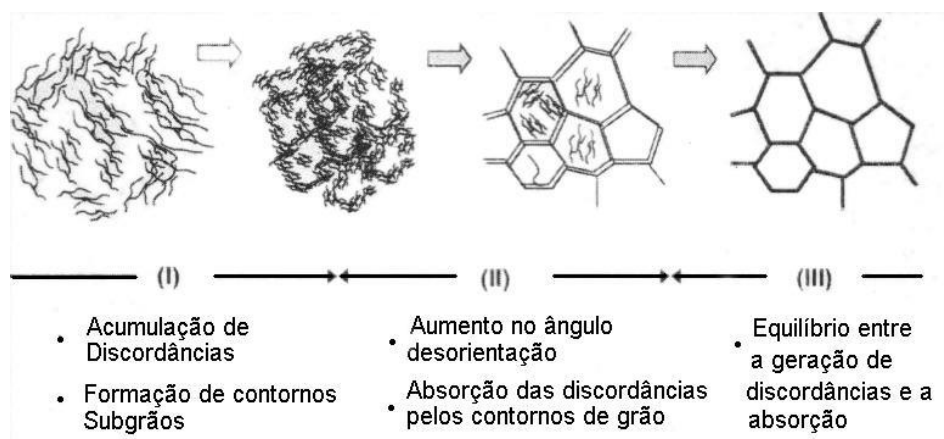


Figura 2.9 Evolução microestrutural durante o refinamento na DPS (ITO e HORITA, 2009).

3. METODOLOGIA

3.1. MATERIAL

O material utilizado foi uma liga de aço baixo carbono ABNT 1015 recebido na forma de barra quadrada extrudada, com seção transversal de 12,7 x 12,7 mm².

O teor de carbono foi confirmado pela determinação da fração volumétrica de perlita em amostra recozida utilizando a técnica de análise de imagens por meio do software gratuito ImageJ. O valor obtido foi de 13,5 % em média, estando, portanto, dentro da faixa da norma ABNT, apresentada na tabela 2.1.

Tabela 1.1 Composição média dos aços ABNT 1015 (NBR 87:2000).

Teor de C	Teor de Mn	Teor máximo de P	Teor máximo de S
0,13-0,18	0,30-0,60	0,04	0,05

3.2. DEFORMAÇÃO POR EAC

Foram realizados ensaios EAC com até 4 passes com amostras cortadas das barras com comprimento de 100 mm, segundo a rota C na qual a amostra é girada de 180° em torno do eixo longitudinal, depois de cada passe.

Para reduzir o atrito, a matriz e as amostras foram lubrificadas com MoS₂ (em pó) e as amostras foram envoltas com uma fita de politetrafluoretileno (PTFE).

Os ensaios foram feitos em prensa hidráulica utilizando matriz com um ângulo entre os canais (Φ) de 90° e um ângulo externo de curvatura (ψ) de 20°, o que resulta numa deformação de aproximadamente 1,05 por passe. A velocidade do punção, foi de 0,5 mm/s, o que corresponde a uma taxa de deformação de aproximadamente 0,5 s⁻¹ (SEGAL, 2005).

Visando a obtenção de uma maior homogeneidade nas amostras processadas, foram utilizados calços (figura 3.1) antes da inserção dos corpos de prova de EAC, atuando, assim, como uma pressão contrária (“back-pressure”) ao deslocamento dos corpos de prova.

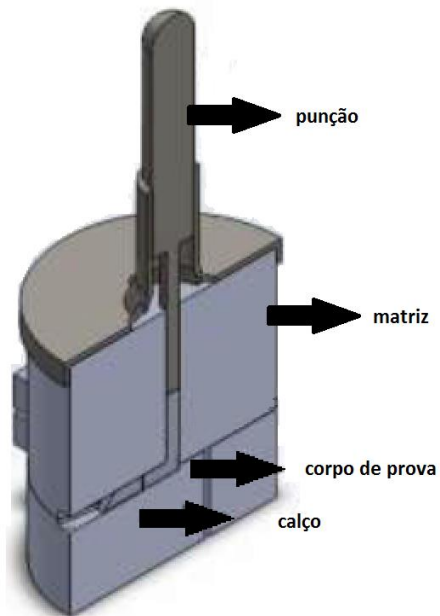


Figura 3.1 Corte longitudinal de um modelo da matriz utilizada.

A temperatura de ensaio, mantida constante com resistências devidamente controladas e inseridas na matriz, foi de 350°C (abaixo da temperatura de recristalização da liga). Antes do processamento, as amostras foram aquecidas em um forno nesta mesma temperatura durante 10 min.

A carga e o deslocamento do punção durante os ensaios foram registrados por filmagem do manômetro da prensa e de uma régua acoplada ao sistema.

Nos casos em que houveram mais passes, o tempo máximo entre eles foi de 15 min.

A Figura 3.2 mostra esquematicamente a matriz utilizada e a convenção de eixos da amostra processada.

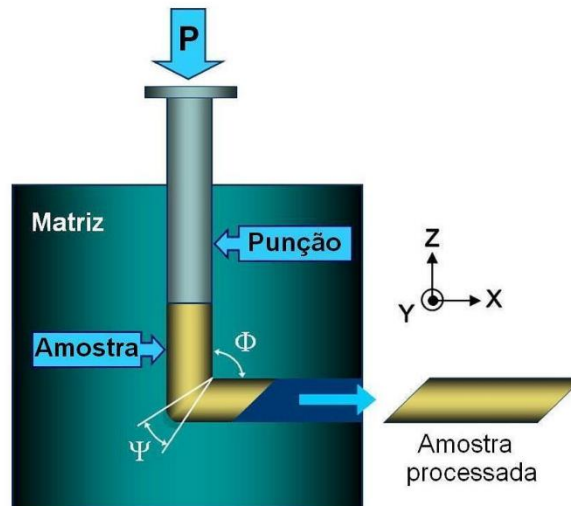


Figura 3.2 Representação esquemática da matriz e dos eixos da amostra.

3.3. MICROSCOPIA

Para caracterizar a microestrutura das amostras deformadas por EAC foram obtidas imagens por microscopia ótica, com um microscópio Olympus BX60M do laboratório de Processamento Termomecânico e Biomateriais do PEMM/UFRJ, utilizando aumentos de 50x a 1000x.

Foram analisadas as seções perpendiculares aos eixos X e Y das amostras processadas por EAC com 1, 2, 3 e 4 passes, como mostra a figura 3.3.

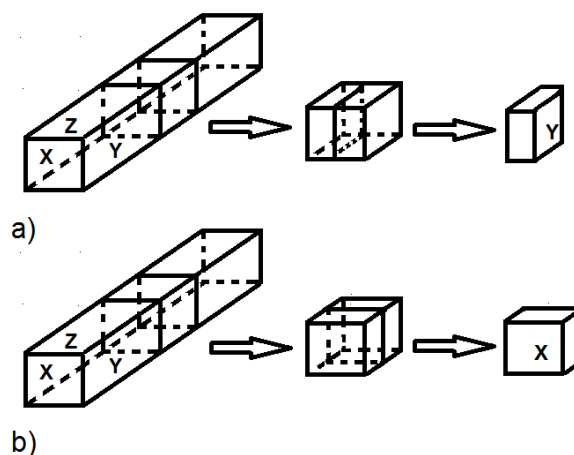


Figura 3.3 Representação esquemática do corte prévio das amostras para análise microscópica.

Objetivando imagens com maior resolução e maiores aumentos, utilizou-se a microscopia eletrônica de varredura (MEV).

O equipamento utilizado foi um microscópio eletrônico de varredura modelo JEOL 2000-FX do Laboratório de Multiusuários do PEMM/UFRJ com o detector de elétrons secundários, utilizando aumentos de 300 a 3000x.

A preparação metalográfica que antecedeu a obtenção das imagens, nas duas técnicas, seguiu os seguintes passos:

- i. Corte perpendiculares das seções de interesse na faixa central do corpo de prova EAC com uma espessura de 10 mm, conforme Figura 3.3;
- ii. Embutimento com resina epóxi, quando necessário;
- iii. Lixamento com lixas de granulometria de 100 a 1000 μm ;
- iv. Polimento com pasta de diamante de granulometria de 6 a 1 μm ;
- v. Ataque metalográfico com Nital 2% por um tempo suficiente para revelar a microestrutura.

3.4. ENSAIOS MECÂNICOS

3.4.1. ENSAIOS DE DUREZA

Para avaliar o efeito da deformação imposta pela EAC na resistência mecânica da amostra, testes de dureza Vickers foram realizados logo após os passes.

Os ensaios foram realizados segundo a norma ASTM E384-11 em um durômetro IDENTEC do Laboratório de Propriedades Mecânicas do PEMM/UFRJ, utilizando um penetrador de diamante com a ponta piramidal sob uma carga de 30 kgf durante 30 segundos.

Foram obtidas 5 endentações por amostra de EAC utilizando um penetrador de diamante com a ponta piramidal, deixando uma impressão que foi medida no microscópio, afim de converter os dados obtidos em índice de dureza.

O resultado do ensaio pode ser obtido pela equação 3.1.

$$HV = \frac{1,8544xF}{d^2} \quad (3.1)$$

Onde F corresponde a força aplicada em kgf, d é medida de comprimento das diagonais da indentação em microns e 1,8544 é uma constante proveniente de um fator geométrico da pirâmide do diamante.

3.4.2. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Para obtenção de propriedades mecânicas de tração foram realizados ensaios na máquina universal de ensaios mecânicos EMIC DL 10000 do Laboratório de Propriedades Mecânicas do PEMM/UFRJ sem a utilização de extensômetro, por impossibilidade técnica.

As amostras provenientes dos ensaios EAC foram inicialmente aplainadas em 2 mm de cada lado do plano Y, evitando que sofressem empeno na etapa seguinte de corte, realizado em baixa velocidade utilizando fluido refrigerante na máquina ISOMET 4000 do Laboratório de Cerâmicos do PEMM/UFRJ. Por fim, os corpos de prova foram usinados segundo a norma ASTM E8/E8M-09.

Os ensaios foram realizados à temperatura e pressão ambiente, com velocidade do travessão de 1 mm/s. A partir das curvas obtidas foram identificados o limite de escoamento, o limite de resistência e a deformação uniforme.

3.4.3. ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO

Para caracterizar o comportamento à fratura das amostras como recebida e deformada com 4 passes foram realizados ensaios de Charpy Instrumentado no equipamento INSTRON modelo SI-1D3 do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da UFRGS com capacidade de 406,7 J.

A geometria e dimensões das amostras, com comprimento (L) igual à 55 mm, largura (B) e espessura (W) igual à 10 mm, seguiram as recomendações da norma ASTM

E23. O entalhe, com profundidade (a) igual à 2,00 mm, ângulo de 45° e raio (ρ) igual à 0,25 mm, foi localização no plano Z nas amostras processadas por EAC.

Foram realizados 9 ensaios prévios em diferentes temperaturas (-183 °C, -77 °C, -40 °C, -20 °C, 0 °C e 25.4 °C) com corpos de prova da amostra como recebida visando determinar a região do comportamento dúctil-frágil do material e, em seguida, analisar, em uma temperatura dentro desta região, as amostras processadas por EAC.

A partir dos ensaios Charpy Instrumentado foram obtidos os valores de energia absorvida pela amostra e carga durante o ensaio, sendo possível, assim, a obtenção dos valores de Energia Absorvida para Fratura ($E_a^{(m)}$) e Carga Máxima (P_m).

Com Equação 3.2 abaixo (SERVER, 1978) foi possível calcular o valor da energia de fratura (E_M) :

$$E_M = \frac{(P_m^2)C_{ND}}{2EB} \quad (3.2)$$

Onde E é o módulo de elasticidade do material e C_{ND} é uma constante tabelada (SERVER, 1978). Este parâmetro é um valor associado ao inverso da rigidez da amostra, sendo o seu valor uma função do tipo de ensaio (carregamento em flexão de 3 pontos), do valor da distância entre apoios no ensaio ($S = 40$ mm), e do valor da razão (a/W).

Com as equações 3.3 e 3.4 abaixo (SERVER, 1978) foi possível calcular o valor da integral J_{Id} e da tenacidade à fratura dinâmica aparente (K_{JD}) :

$$J_{Id} = \frac{2E_M}{Bb} \quad (3.3)$$

$$K_{JD} = (J_{Id}E)^{1/2} \quad (3.4)$$

Onde b é igual a diferença ($W-a$).

Após os ensaios de Charpy foram realizadas análises fractográficas das superfícies de fratura em microscopia eletrônica de varredura (MEV).

4. RESULTADOS

4.1. CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO

A partir das filmagens dos ensaios foram obtidos gráficos de carga e tempo de ensaio EAC em função do deslocamento do punção durante cada passe. A figura 4.1 apresenta um aspecto típico dos ensaios contendo dois estágios. O primeiro é relativo a passagem do calço pela interseção dos canais e o segundo ao processamento da amostra.

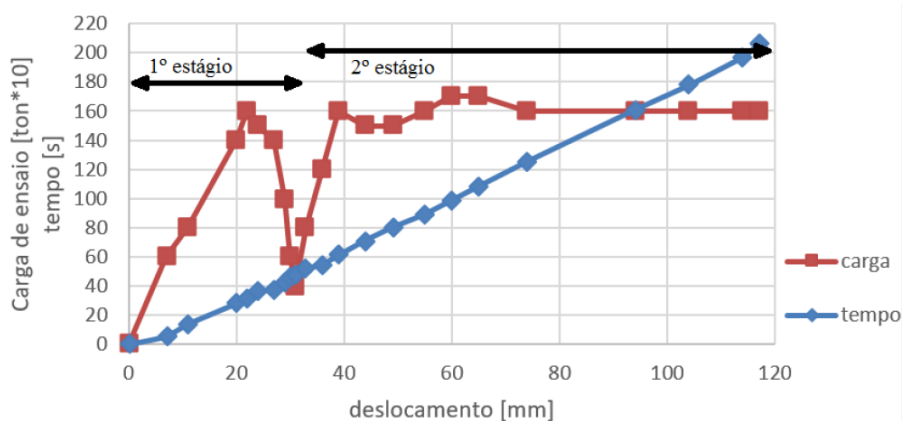


Figura 4.1 Variação da carga e do tempo em função do deslocamento do processamento de uma amostra EAC durante o primeiro passe.

Foram obtidos resultados de carga máxima (C_{MAX}), pressão máxima (P) e velocidade de ensaio (v) dos ensaios EAC durante o último passe das amostras utilizadas para obtenção dos corpos de prova de ensaio de tração, apresentados na tabela 4.1.

A velocidade do punção manteve-se constante entre os passes, minimizando alguma influência nos resultados das amostras processadas por EAC.

A pressão máxima foi calculada pela equação 4.1 e velocidade pela equação 4.2.

$$P = \frac{C_{MAX}}{A} \quad (4.1)$$

Onde A é a área do canal de entrada (13,1 x 13,1 mm²).

$$v = \frac{\Delta \text{deslocamento}}{\Delta \text{tempo}} \quad (4.2)$$

Tabela 4.1 Valores carga máxima (C_{MAX}), pressão máxima (P) e velocidade de ensaio (v) de ensaios EAC das amostras destinadas à obtenção dos corpos de prova de tração.

Identificação EAC	Nº CP (passes)	C_{MAX} [ton]	P [MPa]	v [mm/s]
50406 D	6 (1P)	16	941,2	0,46
50406 C	7 8 (1P)	16	941,2	0,46
50413 A	14 15 (2P)	21	1235,3	0,47
50413 B	16 (2P)	21	1235,3	0,47
50406 A	12 13 (2P)	14	823,5	0,53
60322 B	18 19 (3P)	18	1058,8	0,46
60322 C	20 21 (3P)	18	1058,8	0,45
60223 A	22 23 (4P)	26	1529,4	0,47
60322 A	24 25 (4P)	19	1117,6	0,47

Observou-se uma mudança nos valores de carga máxima nas amostras com 2 e 4 passes. Esta diferença foi ocasionada pela lubrificação da matriz e dos corpos de prova. Assim, os processamentos realizados com menor lubrificação atingiram cargas maiores.

4.2. MICROSCOPIA

As figuras 4.2, 4.3, 4.4, 4.5 e 4.6 são referentes às microestruturas dos materiais obtidas por microscopia óptica e/ou eletrônica de varredura das amostras como recebido e com 1, 2, 3 e 4 passes, respectivamente. As imagens foram obtidas nos planos perpendiculares aos eixos de processamento X e Y. A utilização de ambas as técnicas tiveram como objetivo a obtenção da microestrutura após o processamento.

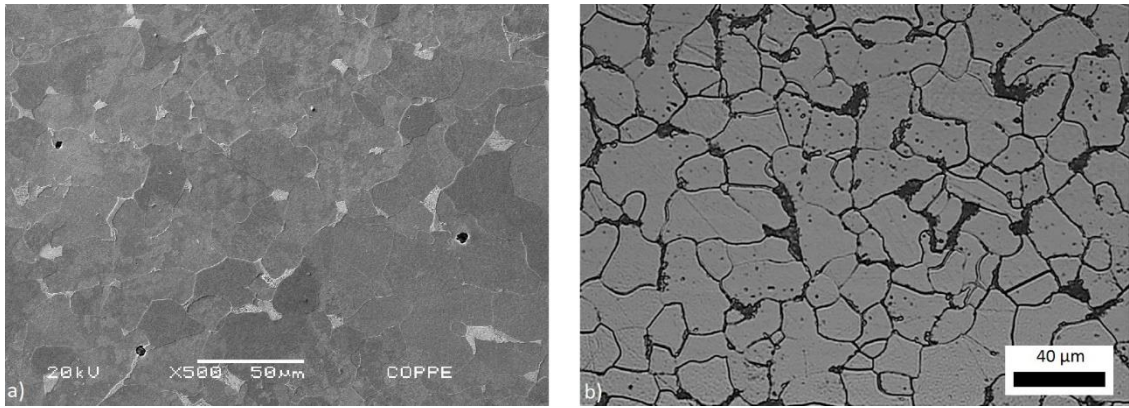


Figura 4.2 Microestrutura do material como recebido dos eixos x (a) e y (b) obtidas, respectivamente, por MEV e MO.

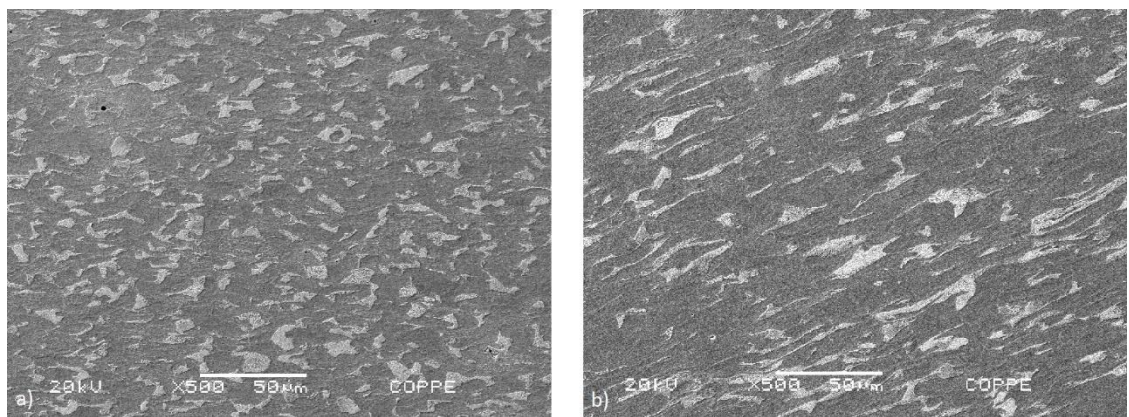


Figura 4.3 Microestrutura do material com 1 passe dos eixos x (a) e y (b) obtidas por MEV.

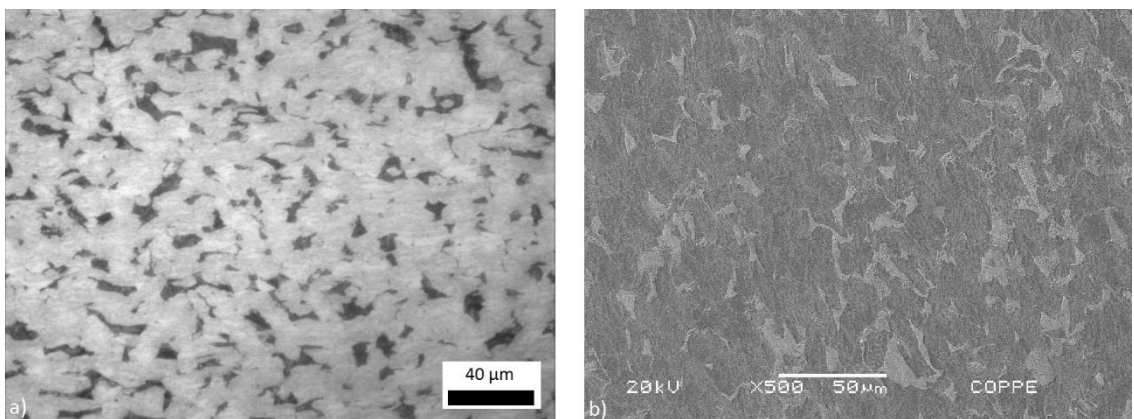


Figura 4.4 Microestrutura do material com 2 passe dos eixos x (a) e y (b) obtidas, respectivamente, por MO e MEV.

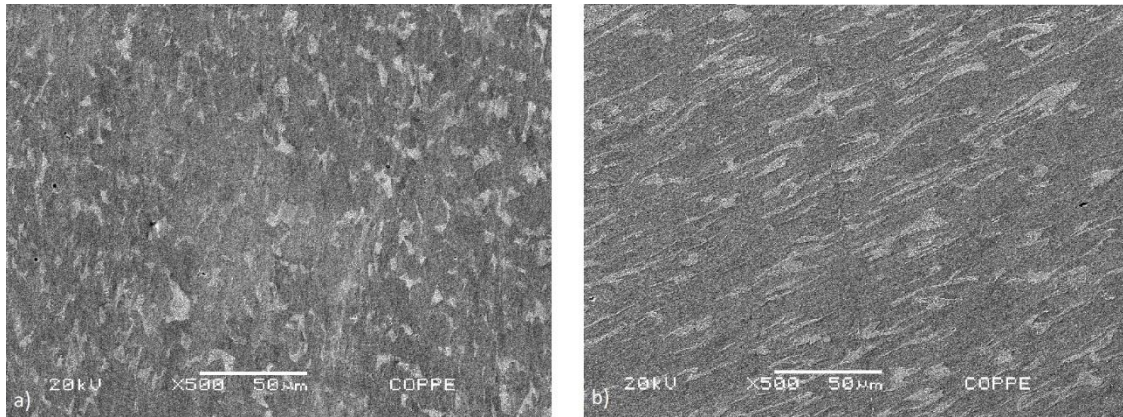


Figura 4.5 Microestrutura do material com 3 passe dos eixos x (a) e y (b) obtidas por MEV.

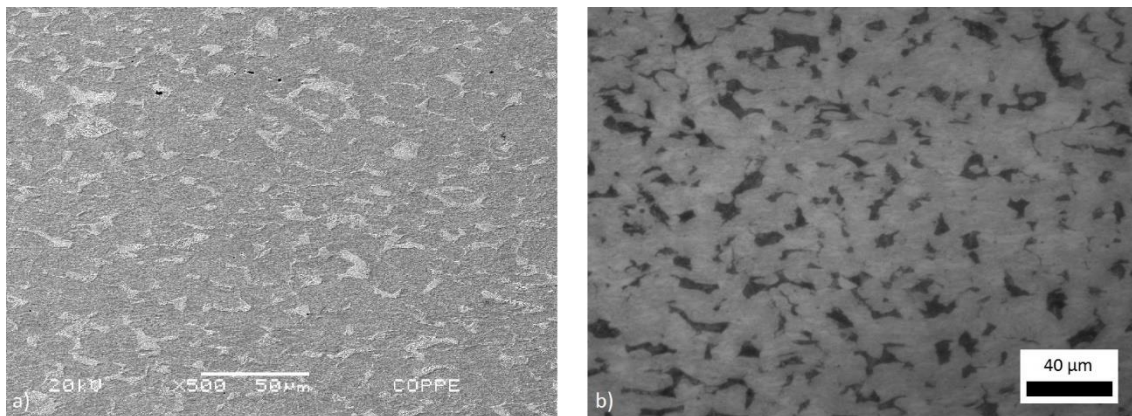


Figura 4.6 Microestrutura do material com 4 passe dos eixos x (a) e y (b) obtidas, respectivamente, por MEV e MO.

4.3. ENSAIOS MECÂNICOS

4.3.1. ENSAIOS DE DUREZA

Na tabela 4.2 são apresentados os valores de dureza obtidos nas amostras com e sem processamento por EAC.

Tabela 4.2 Resultados de dureza e desvio padrão obtidos nas amostras como recebida e com 1, 2, 3 e 4 passes.

	Dureza HV média	Desvio Padrão HV
Sem Deformação	143,8	2,2
1 passe	247,3	4,1
2 passes	278,1	4,0
3 passes	283,6	10,0
4 passes	292,7	9,4

A figura 4.7 apresenta a variação da dureza em função do número de passes EAC.

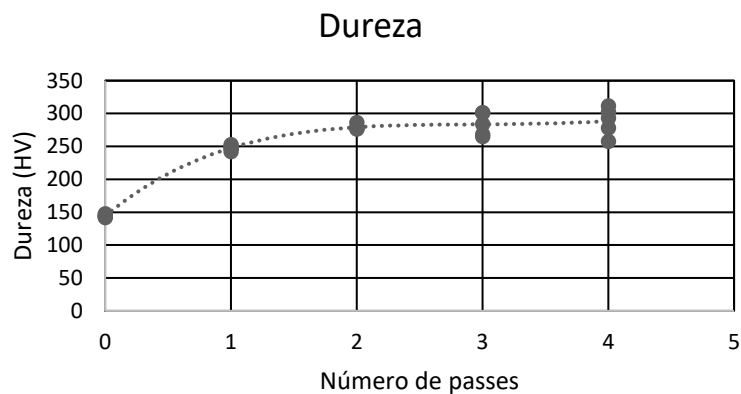


Figura 4.7 Variação da dureza em função do número de passes EAC.

4.3.2. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Após os ensaios de tração, foram obtidos gráficos de tensão por deformação de engenharia.

Os gráficos 4.8, 4.9, 4.10, 4.11 e 4.12 apresentam os resultados referentes às amostras sem processamento, com 1, 2, 3 e 4 passes, respectivamente.

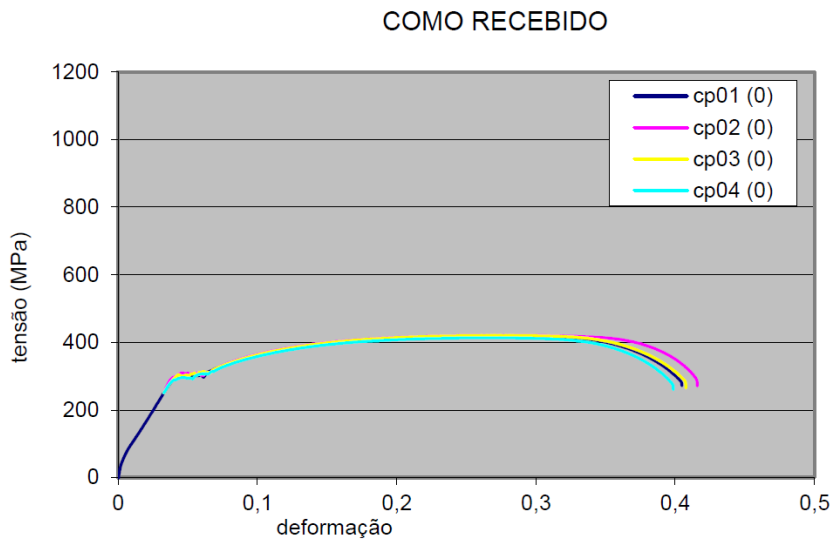


Figura 4.8 Gráficos tensão-deformação das amostras sem processamento.

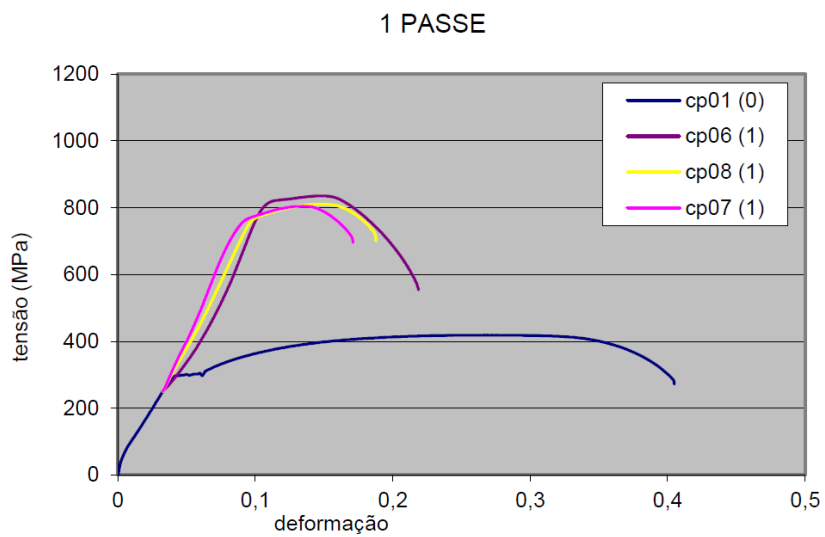


Figura 4.9 Gráficos tensão-deformação das amostras com 1 passe comparados ao material como recebido.

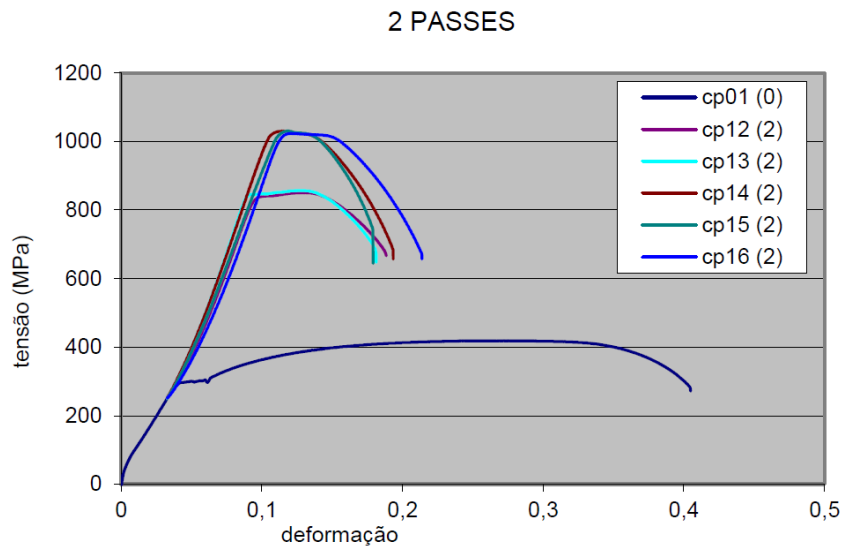


Figura 4.10 Gráficos tensão-deformação das amostras com 2 passes comparados ao material como recebido.

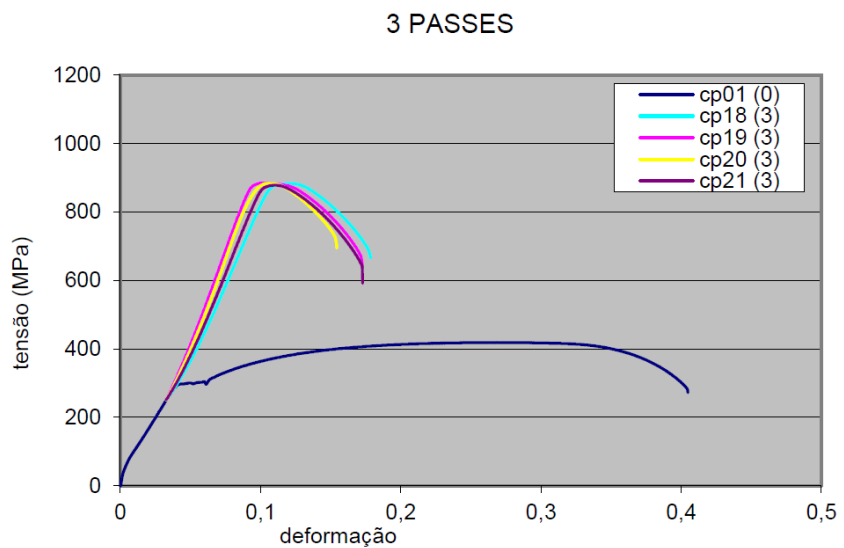


Figura 4.11 Gráficos tensão-deformação das amostras com 3 passes comparados ao material como recebido.

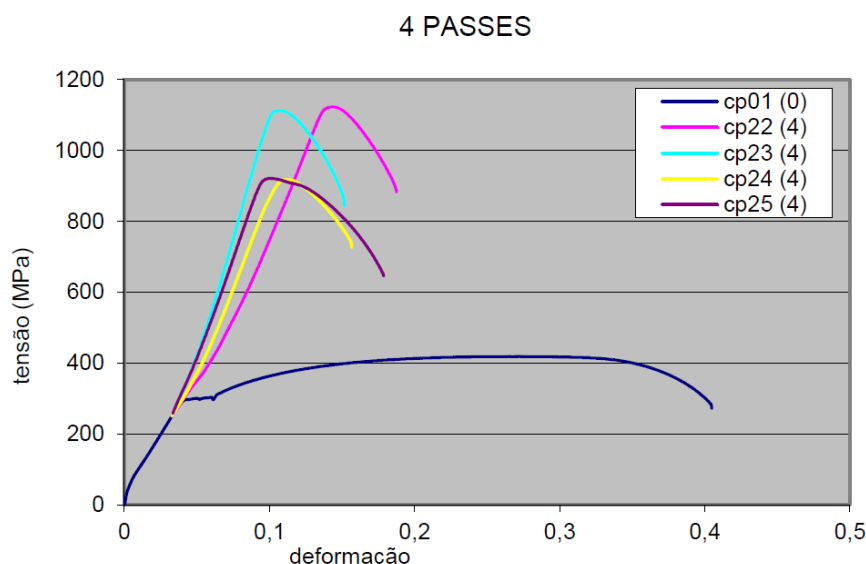


Figura 4.12 Gráficos tensão-deformação das amostras com 4 passes comparados ao material como recebido.

A partir das curvas foram obtidos os valores das propriedades de tensão de escoamento (σ_e), tensão máxima (σ_{max}), deformação uniforme (ϵ_u) e razão de escoamento (σ_e/σ_{max}) de todas as amostras, apresentados na tabela 4.3. As amostras com 2 e 4 passes apresentaram curvas tração-deformação com dois comportamentos, denominados C1 e C2. Onde C1 apresentou maiores valores de ϵ_u e menores valores de σ_e e σ_{max} e o C2 apresentou menores valores de ϵ_u e maiores valores de σ_e e σ_{max} .

Tabela 4.3 Resultados obtidos no ensaio de tração.

	σ_e [MPa]	DP	σ_{max} [MPa]	DP	ϵ_u [mm/mm]	DP	σ_e/σ_{max}
Sem Deformação	301,9	3,8	418,4	3,4	0,219	0,007	0,72
1 passe	764,4	31,8	817,2	16,2	0,045	0,003	0,94
2 passes (C1)	839,4	3,2	853,8	4,3	0,034	0,006	0,98
2 passes (C2)	1018,5	0,6	1028,2	4,3	0,007	0,002	0,99
3 passes	859,0	15,0	882,6	2,9	0,011	0,003	0,97
4 passes (C1)	903,2	13,2	919,6	2,8	0,007	0,002	0,98
4 passes (C2)	1061,6	79,6	1118,2	7,4	0,005	0,001	0,95

A forma típica da fratura dos corpos de provas de tração de acordo com o número de passes EAC é apresentada na figura 4.13.

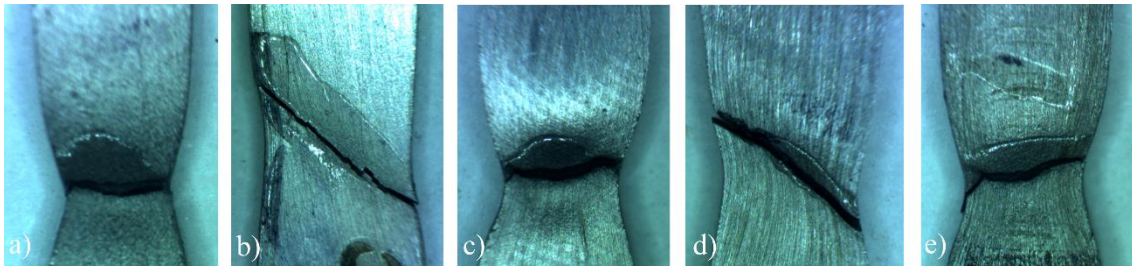


Figura 4.13 Forma típica da fratura dos cps de tração na condição: a) como recebido, b) 1 passe, c) 2 passes, d) 3 passes e e) 4 passes.

As figuras 4.14, 4.15 e 4.16 apresentam a variação da tensão de escoamento, tensão máxima e deformação uniforme em função do número de passes EAC.

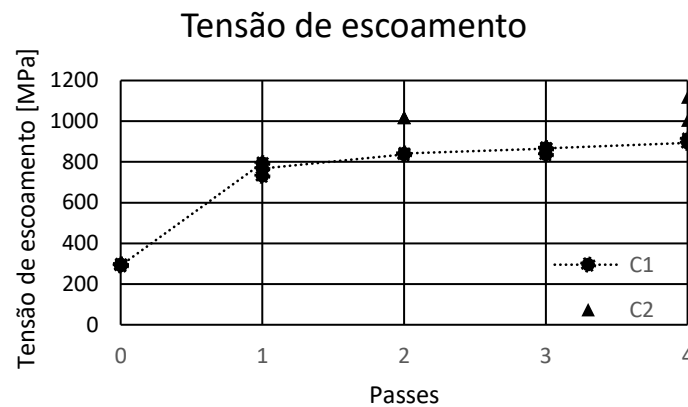


Figura 4.14 Variação da tensão de escoamento em função do número de passes EAC.

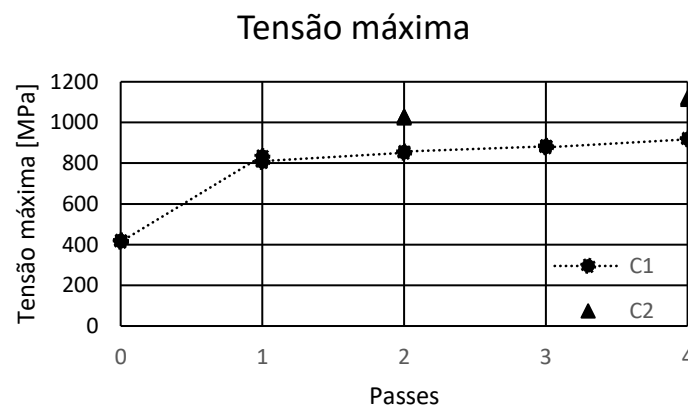


Figura 4.15 Variação da tensão máxima em função do número de passes EAC.

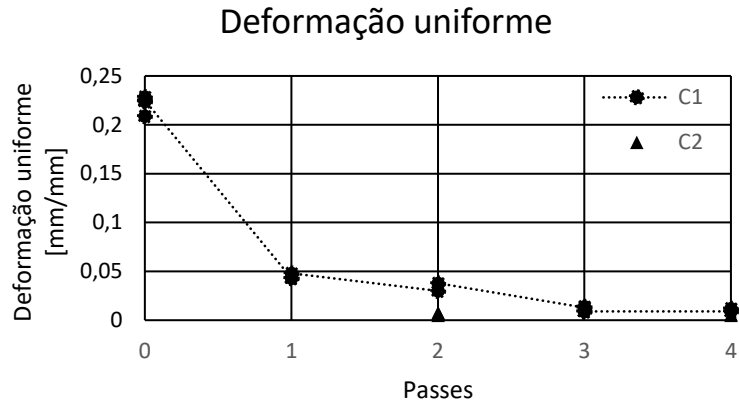


Figura 4.16 Variação da deformação uniforme em função do número de passes EAC.

4.3.3. ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO

A figura 4.17 apresenta os resultados dos ensaios de impacto charpy instrumentado prévios para determinação da temperatura de ensaio de $-21\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante o ensaio da amostra processada.

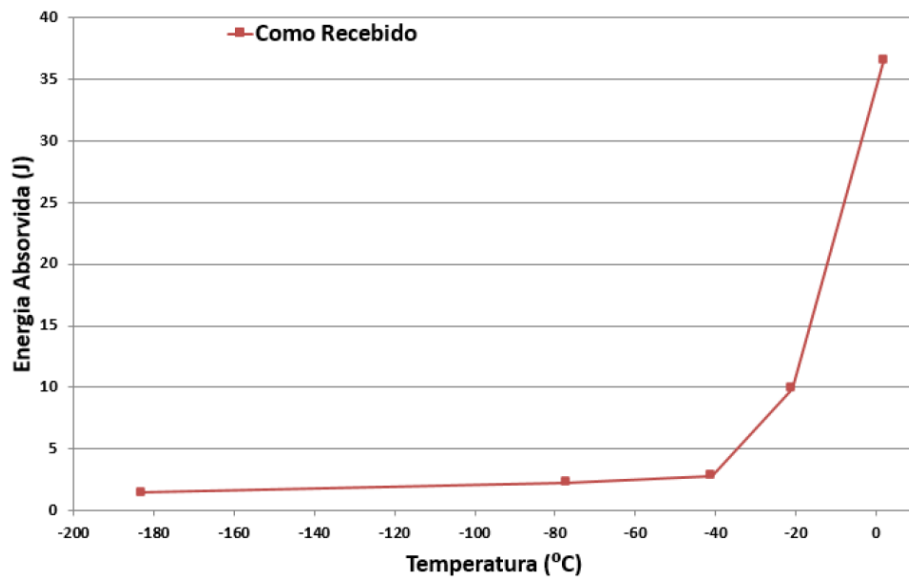


Figura 4.17 Transição dúctil-frágil do material como recebido.

Os resultados dos ensaios de charpy estão apresentados nas figuras 4.18.

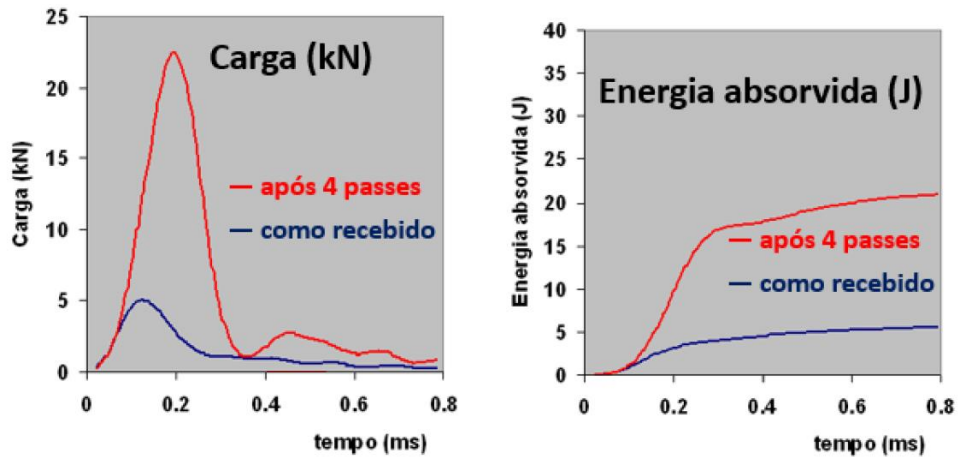


Figura 4.18 Resultados de a) carga-tempo e b) energia absorvida-tempo dos ensaios de impacto charpy instrumentado das amostras como recebida e com 4 passes.

A tabela 4.4 apresenta os resultados de $E_a^{(m)}$, P_m e K_{JD} obtidos para as amostras como recebida e com 4 passes.

Tabela 4.4 Resultados de $E_a^{(m)}$, P_m e K_{JD} obtidos para as amostras como recebida e com 4 passes.

	$E_a^{(m)}$ [J]	P_m [kN]	K_{JD} [MPa(m) ^{1/2}]
Como recebido	5,1	5,0	23,2
4 passes	23,2	22,4	107,1

A figura 4.19 apresenta as fractografias obtidas na região próxima aos entalhes das amostras como recebida e com 4 passes. A figura 4.20 apresenta as factografias com maior aumento das áreas destacadas na figura anterior.

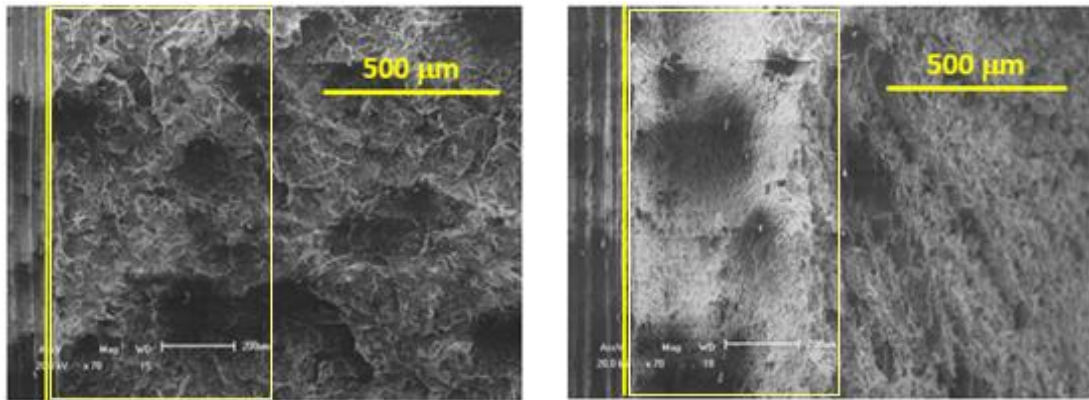


Figura 4.19 Fractografia próximo ao entalhe de charpy das amostras nas condições: a) como recebida e b) 4 passes.

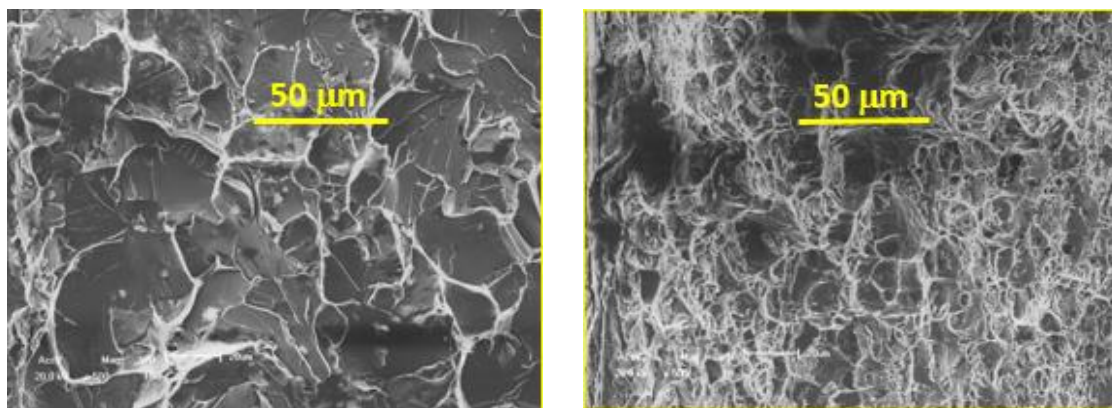


Figura 4.20 Fractografia da região inicial da fratura das amostras nas condições: a) como recebida e b) 4 passes.

5. DISCUSSÃO

5.1. MICROSCOPIA

As amostras do material como recebido apresentam uma microestrutura padrão das ligas de aço baixo carbono em que os grãos de ferrita apresentam uma forma equiaxial (com tamanho médio de aproximadamente 20 μm) em ambos os eixos X e Y, contendo grãos de perlitas distribuídos próximos aos seus contornos de grão.

Os efeitos sobre a microestrutura após a aplicação do primeiro passe são o alongamento dos grãos ferríticos e das colônias de perlita e o aparecimento de sub-grãos. A orientação da microestrutura em relação com a direção de extrusão (aproximadamente 1:2) está de acordo com a previsão teórica (VALIEV E LANGDON, 2006).

Nos passes seguintes, o cisalhamento é feito na mesma direção, mas no sentido oposto e a microestrutura volta a um estado equiaxial próximo ao do material como recebido, mas apresentando grande quantidade de sub-grãos. Estes resultados estão de acordo com os apresentados por SHIN et al. (2000).

No terceiro e no quarto passe, a microestrutura se assemelha ao primeiro e segundo passe, respectivamente. A rota utilizada para reinserção das amostras é a responsável por esta semelhança entre os passes pares e ímpares.

A partir do primeiro passe, os contornos de grãos passam a ser menos nítidos tanto nas imagens feitas por microscopia óptica quanto com microscopia eletrônica de varredura, indicando uma grande quantidade de deformação e sub-grãos gerados após a deformação. No entanto, observando a disposição das perlitas é possível confirmar que não há uma mudança expressiva no tamanho dos grãos a partir do segundo passe, fato que está de acordo com as conclusões de SHIN et al. (2000) de que o refinamento é mais pronunciado no início do processo de deformação.

As duas técnicas de obtenção de imagens mostraram-se inadequadas para obter valores relativos aos tamanhos de grão das amostras processadas.

5.2. ENSAIOS MECÂNICOS

5.2.1. ENSAIOS DE DUREZA

Pode-se notar um aumento significativo na dureza do material processado por extrusão angular em canal. Com apenas um passe é obtido um aumento de 70% no valor dureza, comportamento esperado devido ao refino obtido no processo de EAC (VALIEV E LANGDON, 2006).

Nos passes seguintes, os incrementos de dureza conferidos são expressivamente menores, indicando a ocorrência de um processo de recuperação dinâmica, onde o equilíbrio entre a geração e absorção das discordâncias acarreta nesta queda da taxa de endurecimento (ITO e HORITA, 2009), graficamente expressada pelo patamar horizontal entre os passes 2 e 4.

5.2.2. ENSAIOS DE TRAÇÃO

Com o aumento do número de passes de EAC, a tensão de escoamento e tensão máxima das amostras aumentam. Já no primeiro passe obteve-se um aumento de 253% em relação a amostra como recebida. Esta melhora nas propriedades ocorre devido ao refino obtido durante o processamento (VALIEV E LANGDON, 2006).

No passe seguinte, o incremento de tensão de escoamento e tensão máxima obtido é menor. Este menor aumento indica, mais uma vez, a ocorrência de recuperação dinâmica durante o processo.

Na figura 4.16 observa-se que a ductilidade das amostras decresce com o número de passes.

A forma típica da fratura (figura 4.13) apresentou orientações com 45 ° e 90 ° devido ao alinhamento da perlita nos passes ímpares. Logo, as diferentes orientações nas amostras processadas com passes ímpares e pares estão relacionadas à morfologia microestrutural imposta pela EAC utilizando a rota C, ilustrado pelos padrões de deformação na figura 2.6b.

Paralelamente ao aumento nas tensões, a deformação uniforme decresce com o número de passes, alterando a forma das curvas tensão-deformação.

Observou-se que amostras processadas com o mesmo número de passes (2 e 4 passes) apresentaram dois comportamentos distintos. O C1 (figura 5.1a e 5.2a) apresentou maiores valores de ϵ_u e menores valores de σ_e e σ_{max} . Já o C2 (figura 5.1b e 5.2b) apresentou menores valores de ϵ_u e maiores valores de σ_e e σ_{max} .

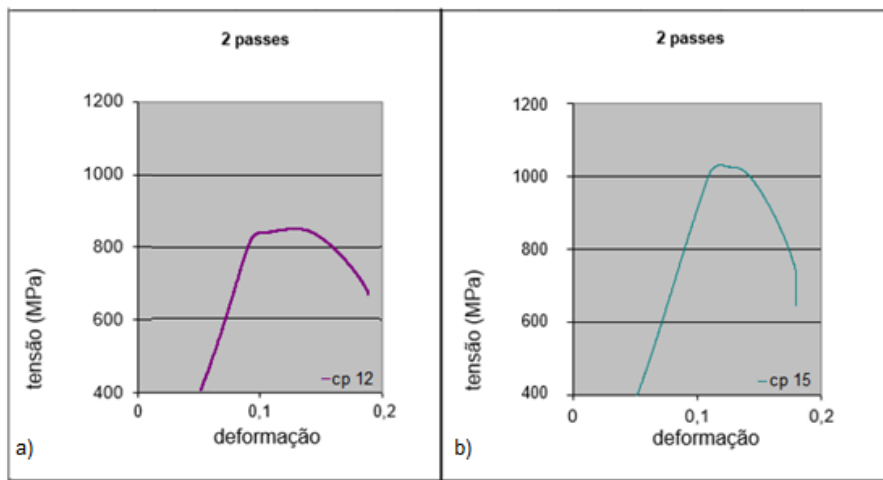


Figura 5.1 Final da curva tensão-deformação das amostras com 4 passes com comportamento: a) C1 e b) C2.

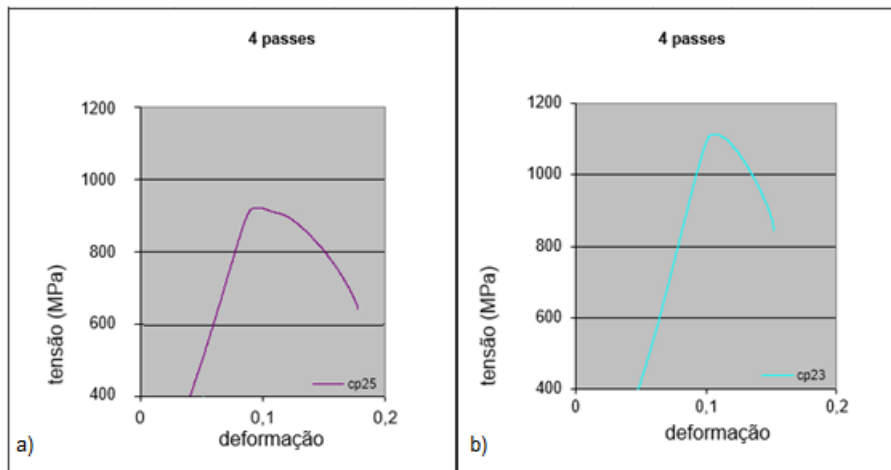


Figura 5.2 Final da curva tensão-deformação das amostras com 4 passes com comportamento: a) C1 e b) C2.

A região de deformação plástica homogênea das curvas σ - ϵ podem ser expressas pela equação de Hollomon (5.1) (DIETER, 1988 p.287).

$$\sigma = K\epsilon^n \quad (5.1)$$

Onde, K é o índice de resistência à tração do material e n é denominado expoente de encruamento (para a maioria dos metais, os valores de n variam entre 0.1 e 0.5). O coeficiente n quantifica o aumento da resistência ao escoamento devido ao encruamento. Materiais com maior ductilidade possuem valores mais elevados de n .

Segundo DIETER (1988 p.286-289), pode-se expressar n pela equação 5.2.

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{\sigma}{\varepsilon} n \quad (5.2)$$

A deformação localizada (denominado estiramento) se inicia assim que a tensão atinge um valor máximo, quando o aumento da tensão devido à diminuição da área transversal do corpo de prova é mais expressivo que o aumento da resistência ocasionado pelo encruamento. A partir deste momento (definido pela Equação 5.3), o material passa a apresentar instabilidade plástica.

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \quad (5.3)$$

Substituindo o critério de estiramento (Eq. 5.3) na equação 5.2 obtemos a equação 5.4 (DIETER 289-291).

$$n = \varepsilon_u \quad (5.4)$$

Logo, o decréscimo nos valores de ε_u está relacionado à diminuição dos valores de n .

QIU et al. (2011) estudaram a influência do refino de grão de aços baixo e médio carbono no coeficiente de encruamento. Pôde-se concluir que uma diminuição no tamanho de grão é responsável por uma redução nos valores de n (figura 5.3).

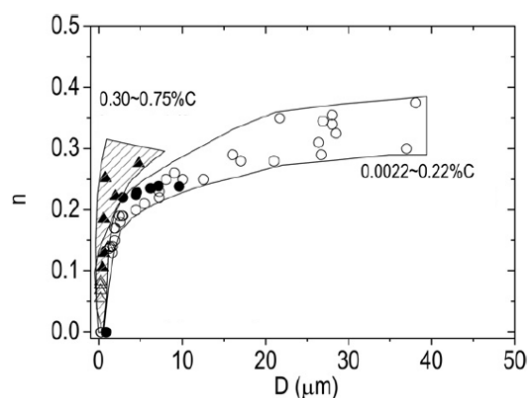


Figura 5.3 Variação do coeficiente de encruamento com o tamanho de grão de aços baixo e médio carbono (QIU et al., 2011).

Portanto, os diferentes comportamentos observados nos passes 2 e 4 ocorreram devido à um menor refino das amostras com menores valores de tensão e maior deformação uniforme.

Analisando-se a tabela 4.1 e 4.3, observou-se que as amostras com comportamento C1 apresentaram menores valores de pressão que aquelas com comportamento C2, figura 5.4.

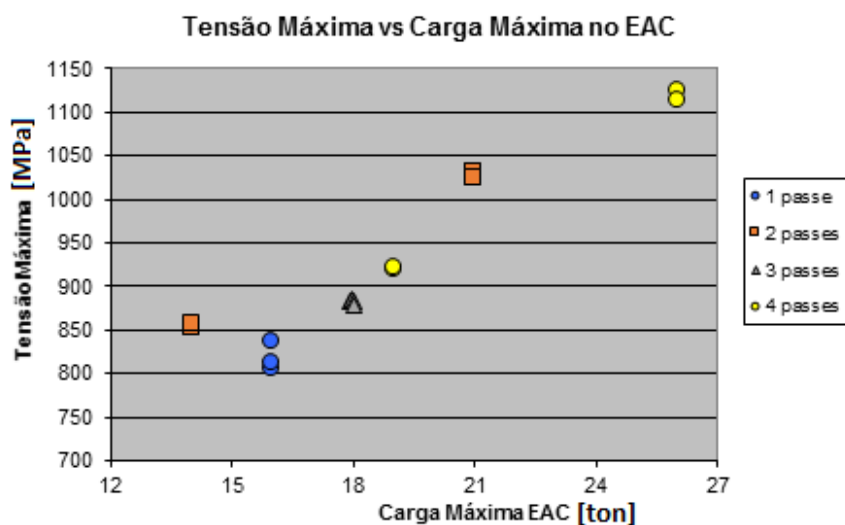


Figura 5.4 Relação da carga máxima no último passe de EAC com a tensão máxima obtida após o processamento das amostras.

Assim, o mais provável é que os diferentes níveis de carga ocasionados pela condição de atrito desigual tenham gerado um efeito similar à “back-pressure” que, por sua vez, seria responsável pelo maior refino das amostras C2. Com efeito, MCKENZIE et al (2007) estudaram o efeito da “back-pressure” na microestrutura de ligas de Al 6016

submetidas a EAC e observaram que com o aumento desta pressão contrária obtém-se o refino das células de discordâncias. Seus resultados são apresentados na figura 5.5.

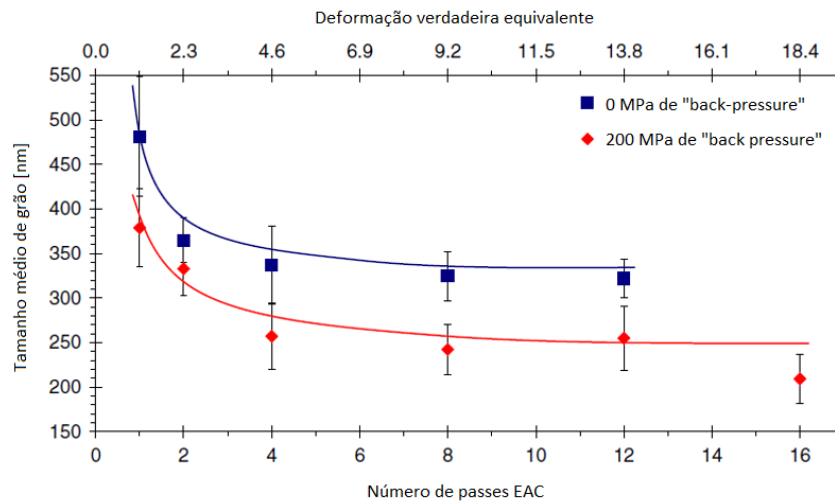


Figura 5.5 Influência da “back-pressure” no refino de ligas de Al 6016 (MCKENZIE et al, 2007).

5.2.3. ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY INSTRUMENTADO

Pelos resultados do ensaio de Charpy, pode-se notar um grande aumento nos valores de carga, de energia absorvida e de tenacidade à fratura do material com 4 passes em relação ao como recebido (tabela 4.4). Esta melhora na tenacidade ocorre devido ao refino obtido durante o processamento (VALIEV E LANGDON, 2006).

São destacadas nas figuras 4.16 a zona adjacente ao entalhe, na região central em relação à espessura das amostras (região da iniciação de fratura). Verifica-se que o aço na condição como recebido apresentou, fratura por clivagem (frágil), enquanto que para o material com 4 passes o micromecanismo de fratura predominante foi do tipo dúctil (microcavidades) e está associada à formação de uma zona de estiramento (ZE) (Figura 4.17b), a qual não está presente nas amostras na condição inicial (Figura 4.17a). A zona de estiramento é a região entre a propagação estável e instável da trinca, essa transição entre os dois mecanismos de fratura é observada em materiais com maior tenacidade. (HEIN, 1996)

Resultados experimentais de ensaios de tenacidade à fratura de aços indicam que a presença da ZE e sua extensão está associado ao aumento dos valores de J_{Ic}/J_{IId} (HERTZBERG et. al, 2012 p.368-137). Assim, o material passou a ter um

comportamento dúctil no início da fratura após os 4 passes de EAC ao invés do frágil apresentado pelo material como recebido.

6. CONCLUSÕES

- (i). O processamento EAC mostrou-se eficiente para obter um aumento simultâneo da resistência mecânica e da tenacidade de ligas de aço baixo carbono ABNT 1015.
- (ii). O fato das dimensões do material serem preservadas neste processo torna-o vantajoso para a melhoria das propriedades de matéria prima para processos de conformação.
- (iii). A aplicação da intensa deformação cisalhante da EAC a um aço ABNT 1015 resultou num aumento de 100% da dureza ao fim de 4 passes, fato este atribuído à formação de uma subestrutura de granulação ultrafina, com contornos de alto ângulo.
- (iv). O incremento de dureza a partir do 2º passe foi inferior ao primeiro passe, fato atribuído ao fenômeno de recuperação dinâmica do material com o aumento da deformação por passe.
- (v). O aumento nas tensões de escoamento e máxima foi de pelo menos 300% já no primeiro passe.
- (vi). A existência de dois tipos de curva tensão-deformação nas amostras com 2 e 4 passes indicaram uma influência da carga máxima do ensaio EAC na melhora das propriedades mecânicas que pôde ser atribuída ao refino microestrutural.
- (vii). As propriedades de tenacidade à fratura foram melhoradas após 4 passes de EAC, quando o material passou a apresentar um comportamento de fratura dúctil.

7. CONCLUSÕES

ARMSTRONG, R.W., "Material grain size and crack size influences on cleavage fracturing", **Philosophical Transactions R. Soc. A**, 373, 2015.

ASTM, Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials, ASTM International, 2011.

ASTM, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, 2011.

ASTM, Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, ASTM International, 2015.

ASTAFUROVA, E.G., ZAKHAROVA, G.G., NAYDENKIN, E.V., DOBATKIN, S.V., RAAB, G.I., "Influence of Equal_Channel Angular Pressing on the Structure and Mechanical Properties of Low_Carbon Steel 10G2FT", **The Physics of Metals and Metallographic**, 2010, 110, pp.275-284.

ATKINSON, M., "Strain Hardening Behavior of Polycrystalline Iron and low carbon steel – a Statistical Analysis", **Metallurgical Transactions A**, 1984, 15A, pp.1185-1192.

DIETER, G.E., **Mechanical Metallurgy SI Metric Edition**, Singapura, McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1988.

DIETER, G.E., KUHN, H.A., SEMIATIN, S.L., **Handbook of Workability and Process Design**, USA, ASM International, 2003.

FUKUDA, Y., OH-ISHI, K., HORITA, Z., LANGDON, T.G., "Processing of a low carbon steel by equal channel angular pressing", **Acta Materialia**, 2002, 50, pp.1359-1368.

HEIN, L. R. O., "Estudo da zona de estiramento através da técnica de reconstrução tridimensional", 1996, Monografia (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

ITO, Y., HORITA Z., "Microstructural evolution in pure aluminum processed by high-pressure torsion", **Materials Science and Engineering: A**, 2009, 503, pp. 32-36.

IWAHASHI, Y., HORITA, Z., NEMOTO, M., LANGDON, T. G., "The process of grain refinement in equal channel angular pressing", **Acta Materialia**, 9ed. Elsevier Science, 1998. p. 3317-3331.

LANGDON, T.G., "The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing", **Materials Science and Engineering: A**, 2007, pp. 3-11.

LANGDON, T.G., FURUKAWA, M., NEMOTO, M., HORITA, Z., "Using equal-channel angular pressing for refining grain size", **JOM**, April, 2000, pp. 30-33.

MCKENZIE, P.W.J., LAPOVOK, R., ESTRIN, Y., “The influence of back pressure on ECAP processed AA 6016: Modeling and experiment”, **Acta Materialia**, 2007, 55, pp.2985-2993.

PANG, J.C., YANG, M.X., YANG, G., WU, S.D., LI, S.X., ZHANG, Z.F., “Tensile and fatigue properties of ultrafine-grained low-carbon steel processed by equal channel angular pressing”, **Materials Science and Engineering: A**, 2012, 553, pp. 157-163.

PARK, K.T., LEE, C.S., SHIN, D.H., “Strain hardenability of ultra fine grain low carbon steels processed by ecap”, **Materials Science and Engineering: A**, 2005, 10, pp.133-137.

QIU, H., WANG, L.N., HANAMURA, T., TORIZUKA, S., “Prediction of the work-hardening exponent for ultrafine-grained steels”, **Acta Materialia**, 2012, 536, pp.369-272.

REED-HILL, R. E., **Princípios de Metalurgia Física**, 2ed, Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1982.

SEGAL, V. M.,” Materials processing by simple shear”, **Materials Science and Engineering: A**, Structural materials: properties, microstructure and processing, 2ed, Elsevir Science, 1995, pp. 157-164.

SEGAL, V., “Equal-Channel Angular Extrusion”, In: *ASM Handbook-Metalworking: Bulk Forming*, v.14A, ASM International, 2005 pp. 528-536.

SERVER, W. L., “Impact Three-Point Bend Testing for Notched and Precracked Specimens”, **J. of Testing and Evaluation**, v.6, p.29-34

SHIN, D.H., SEO C.W., KIM J., PARK K., CHOO W.Y., “Microstructures and mechanical properties of equal-channel angular pressed low carbon steel”, **Scripta Materialia**, 2000, 42, p.695-699.

SHIN, D.H., KIM, I., KIM, J., PARK, K. T., “Grain refinement mechanism during equal-channel angular pressing of a low-carbon steel”, **Acta Materialia**, 2001, 49, 1285-1292.

SHIN, D.H., PARK, J.J., KIM, Y. K., PARK, K. T., KIM, Y.S., “Effect of pressing temperature on microstructure and tensile behavior of low carbon steels processed by equal channel angular pressing”, **Materials Science and Engineering: A**, 2002, 323, 409-415.

VALIEV, R.Z., “Paradoxes of Severe Plastic Deformation”, **Advanced Engineering Materials**, 2003, 5, pp.195-300.

VALIEV, R.Z., ESTRIN, Y., HORITA, Z., LANGDON, T.G., ZEHETBAUER, M.J., ZHU, Y. T., “Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation”, **JOM**, April, 2006, pp. 33-39.

VALIEV, R.Z., LANGDON, T.G., “Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement”, **Progress in Materials Science**, 2006, 51, pp. 881-981.

WANG, J.T., XU, C., DU, Z.Z., QU, G.Z., LANGDON, T.G., “Microstructure and properties of a low-carbon steel processed by equal channel angular pressing”, **Materials Science and Engineering: A**, 2005, 410-411, PP.312-315

WENG, Y., **Ultra-fine Grained Steels**, 1ed, Beijing, Metallurgical Industry Press and Springer, 2009.

WORLDSTEEL, **A Handbook of World Steel Statistics**, Brussels, International Iron and Steel Institute, 1978.

WORLDSTEEL, **Steel Statistical Yearbook 2015**, Brussels, World Steel Association, 2015.