

ANNA BEATRIZ ELEUTÉRIO SILVA

Análise do processo ECAP aplicado à liga Ti30Ta em matriz de aço AISI H13

Anna Beatriz Eleutério Silva

Análise do processo ECAP aplicado à liga Ti30Ta em matriz de aço AISI H13

Trabalho de Graduação apresentado ao Conselho de Curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, como parte dos requisitos para obtenção do diploma de Graduação em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Angelo Caporalli Filho

S586a	Silva, Anna Beatriz Eleutério Análise do processo ECAP aplicado à liga Ti30Ta em matriz de aço AISI H13 / Anna Beatriz Eleutério Silva – Guaratinguetá, 2019. 46 f : il. Bibliografia: f. 44-46 Trabalho de Graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2019. Orientador: Prof. Dr. Ângelo Caporalli Filho 1. Ligas de Titânio. 2. Materiais granulados. 3. Materiais – Propriedades mecânicas. I. Título. CDU 620.1
-------	--

Luciana Máximo

Bibliotecária CRB-8/3595

ANNA BEATRIZ ELEUTÉRIO SILVA

ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO COMO
PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA DE
“GRADUADO EM ENGENHARIA MECÂNICA”

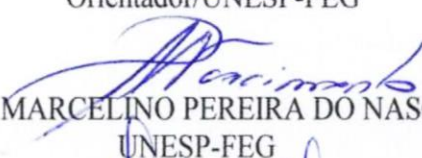
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO DE
GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Prof. Dr. ANGELO CAPORALLI FILHO
Coordenador

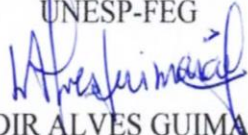
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. ANGELO CAPORALLI FILHO
Orientador/UNESP-FEG



Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
UNESP-FEG



Prof. Dr. VALDIR ALVES GUIMARÃES
UNESP-FEG

Dezembro 2018

DADOS CURRICULARES

ANNA BEATRIZ ELEUTÉRIO SILVA

NASCIMENTO 01.10.1990 – Casa Branca / SP

FILIAÇÃO Carlos Eduardo Miguel da Silva
Marta Leicy Eleutério Silva

2009/2018 Curso de Graduação
Engenharia Mecânica – Universidade Estadual Paulista

Dedico este trabalho aos meus pais, por todo o apoio incondicional.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço aos meus pais, pelo incentivo e apoio incondicionais, por me compreenderem e me darem todo o suporte para seguir meus sonhos,

à minha irmã, por sempre estar presente, me motivando e me dando forças para seguir em frente, independente de qualquer dificuldade,

ao meu orientador, *Prof. Dr. Angelo Caporalli Filho* que me auxiliou desde o início, sendo compreensivo e sempre prestativo. Sem seu apoio, este trabalho não seria possível,

às minhas amigas, Danielle Harada, Gabriela Rosolen e Michelle Lopes, que continuaram do meu lado me incentivando e me apoiando durante minha graduação,

às minhas amigas de trabalho, Samantha Monteiro e Ricieli Almeida, por todo o apoio moral e suporte durante os momentos mais críticos,

ao *Prof. Dr. Marcelo Sampaio Martins*, por sempre ajudar, compreender os alunos e me orientar durante grande parte da minha graduação,

aos *Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento* e *Prof. Dr. Valdir Alves Guimarães* por todo o apoio e suporte durante meu trabalho, com sugestões e correções impecáveis,

aos funcionários da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá pela dedicação e presteza nos momentos necessários.

“Todos os seus sonhos podem se tornar realidade se você tiver a coragem de persegui-los.”

Walt Disney

RESUMO

O refino dos grãos é uma das maneiras utilizadas para melhorar as propriedades mecânicas dos materiais como dureza, resistência mecânica e tenacidade. O processo ECAP (*Equal Channel Angular Pressing*) é um processo que, através da deformação plástica severa, reduz o tamanho dos grãos sem alterar sua composição química, pois é realizado abaixo do ponto de recristalização do material. Neste trabalho, foi estudado o efeito do processo ECAP aplicado à liga Ti30Ta em uma matriz de aço AISI H13 a fim de analisar os esforços à que ela foi submetida para determinar se ela é adequada ao processo e propor melhorias em seu projeto através da utilização de um software de simulação. O projeto da matriz é adequado ao processo ECAP e o tarugo sofreu uma deformação resultante alta, o que reduziu o tamanho dos grãos e consequentemente melhorou suas propriedades mecânicas.

PALAVRAS-CHAVE: Refino dos grãos. ECAP. Aço AISI H13. Liga de titânio.

ABSTRACT

Grain refining is one of the ways used to improve the mechanical properties of materials such as hardness, mechanical strength and toughness. The ECAP (Equal Channel Angular Pressing) is a process that, through severe plastic deformation, reduces grain size without changing its chemical composition, since it is carried out below the point of recrystallization of the material. In this work, the effect of the ECAP process applied to a titanium alloy billet (Ti30Ta) on a H13 steel die was studied in order to analyze the efforts to which it was submitted to determine if it is suitable to the process and to propose improvements in your project through the use of a simulation software. The die design is suitable for the ECAP process and the billet underwent a high resultant deformation, which reduced the grain size and consequently improved its mechanical properties.

KEYWORDS: Grain refining. ECAP. H13 steel die. Titanium alloy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama CCT do aço AISI H13.	18
Figura 2 – Diagrama CCT do aço AISI 4340.	18
Figura 3 – Dureza vs temperatura de revenimento para os aços AISI H13 e AISI 4340.	19
Figura 4 – Ciclo encruamento-recozimento.	21
Figura 5 – Matriz de aço H13 e o punção utilizados no trabalho.	22
Figura 6 – Dureza do titânio em função do inverso da raiz quadrada do grão.	23
Figura 7 – Tensão de escoamento do titânio em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão.	24
Figura 8 – Propriedades obtidas em relação com a quantidade de trabalho a frio.	25
Figura 9 – Esquema do processo ECAP.	26
Figura 10 – Matriz modificada utilizada no estudo de Wang <i>et al.</i> (2009).	27
Figura 11 – Ilustração da combinação dos processos ECAP e Conform.	28
Figura 12 – Etapas do processo ECAP.	29
Figura 13 – Rotas de Deformação do processo ECAP.	32
Figura 14 – Padrões de deslizamento nos planos x, y e z utilizando diferentes Rotas de Deformação.	32
Figura 15 – Microestrutura do alumínio puro (99,99%) para 4 passes utilizando as rotas de deformação.	33
Figura 16 – Figura 16 – Microestrutura do alumínio puro (99,99%) após (a) 1 passe; (b) 2 passes; (c) 3 passes e (d) 4 passes.	34
Figura 17 – Planos Z (acima) e Y (abaixo) do bloco de plasticina após 10 passes no processo ECAP.	35
Figura 18 – Formação de zona morta durante o processo ECAP.	36
Figura 19 – Matriz em aço AISI H13.	37
Figura 20 – Punção em aço VC 131.	37
Figura 21 – Tarugo encaixado no canal da matriz, antes de fazer a simulação.	39
Figura 22 – Pressão exercida no início do processo, antes do tarugo atingir a intersecção dos canais.	40
Figura 23 – Momento em que o tarugo começa a atravessar a intersecção dos canais.	40
Figura 24 – Formação de um deslocamento do tarugo, causando separação entre o tarugo e a matriz, logo após a intersecção dos canais.	41

Figura 25 – Tarugo alojado no canal de saída da matriz.	41
Figura 26 – Quantidade de deformação sofrida em toda a peça do tarugo após saída da matriz.	42

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Deformação resultante dos efeitos dos ângulos ϕ e Ψ	30
Tabela 2 – Propriedades da liga de titânio Ti30Ta.....	38

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
DPS	Deformação Plástica Severa
ECAP	Equal Channel Angular Pressing

LISTA DE SÍMBOLOS

ϕ	ângulo entre os canais
Ψ	ângulo do cotovelo externo
μ	coeficiente de atrito
τ	tensão cisalhante na interface
p	pressão feita pelo punção
σ	limite de escoamento
σ_0	tensão de escoamento do material
k	eficiência do contorno de grão como barreira ao movimento
d	tamanho médio do grão
α	ângulo interno da matriz modificada
Y	limite de escoamento do material
ΔE	tensão aplicada no tarugo
ϵ_n	deformação resultante
N	número de passes do tarugo
r	raio interno da intersecção dos canais
R	raio externo da intersecção dos canais
γ	deformação resultante no processo ECAP

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1	AÇO AISI H13.....	17
2.2	MATRIZ.....	19
2.3	REFINO DOS GRÃOS	22
2.4	PROCESSO ECAP.....	26
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
3.1	MATERIAIS	37
3.2	MÉTODOS.....	38
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
5	CONCLUSÃO	43
	REFERÊNCIAS	44

1 INTRODUÇÃO

Cada vez mais, busca-se métodos e processos que permitam melhorar as propriedades mecânicas dos materiais utilizados na indústria. Há várias maneiras de se modificar a estrutura dos grãos a fim de melhorar as propriedades dos materiais, como o encruamento, o endurecimento por solução sólida e por precipitação e o refino do grão, sendo esta última com maior potencial de utilização, visto que no caso do endurecimento, tanto por solução sólida quanto por precipitação, é um processo mais restrito à algumas ligas e nem todas são endurecíveis por precipitação.

A utilização da deformação plástica severa (DPS) para se obter o refino do grão se destaca na indústria por fornecer materiais com alta resistência mecânica aliada à boa tenacidade. Inúmeros pesquisadores tentaram encontrar métodos que solucionassem os impasses encontrados nos processos de deformação, buscando alternativas que utilizassem a tensão de cisalhamento para tal. Uns dos primeiros estudiosos para a extrusão “ideal” foi Richmond e Devenpeck (1967), e o interesse aumentou quando Bridgman (1952) propôs um método que combinava torsão e compressão, que foi o mais popular até o surgimento do processo ECAP.

O processo ECAP (*Equal Channel Angular Pressing*), desenvolvido por Segal (1995), é um processo de deformação plástica severa que consiste na passagem de um material por canais equiangulares, causando deformações por cisalhamento simples. Como o processo ECAP não afeta significativamente a espessura do material, pode-se fazer mais de uma passagem, provocando a acumulação de deformação plástica e um considerável aumento das propriedades mecânicas, o que diferencia este processo quando comparado aos demais (MEDEIROS *et al.*, 2008). Além disso, o processo é realizado abaixo do ponto de recristalização do material, ou seja, não afeta sua composição química.

A utilização de softwares de simulação permite que se analise os impactos que cada processo causa na matriz, quais os locais mais sujeitos à ruptura, e quais sofrem maior solicitação mecânica, mas também permite que, para um determinado processo, se projete uma matriz que suporte os esforços necessários, podendo assim evitar eventuais falhas, tanto na matriz quanto na peça conformada.

O processo ECAP, por ser uma técnica de difícil prática laboratorial, ainda apresenta muitas quebras na ferramenta ou no material processado, principalmente em materiais difíceis de deformar (MENDES FILHO *et al.*, 2011).

Apesar do alto preço para construção de uma matriz e dos grandes esforços a que é submetida, o estudo da matriz ainda é negligenciado por não se tratar do produto final, mas a

mesma influencia diretamente na qualidade do tarugo, sendo possível minimizar efeitos indesejados através da modelagem, simulação e estudo.

Em parceria com uma das maiores produtoras de aço especial da América Latina, o presente trabalho se dispõe a estudar os efeitos do processo ECAP aplicado à uma liga de Ti30Ta em uma matriz de aço AISI H13 utilizando um software de simulação, que permite analisar os impactos causados na matriz e na peça conformada, e eventualmente propor melhorias ao projeto, visto que a redução do tamanho do grão do material pode solucionar inúmeros problemas estruturais de engenharia, além de permitir a melhoria de vários projetos dada a enorme aplicabilidade potencial do método ECAP, que tem o diferencial de não reduzir a espessura do material.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇO AISI H13

É o aço mais comumente utilizado entre os aços-ferramenta, para a fabricação de ferramentas para processos de fundição, forjamento a quente e extrusão por apresentar boa tenacidade aliada à dureza superficial, pois o mesmo necessita suportar os choques mecânicos e térmicos aos quais está sujeito sem que os processos alterem sua estrutura de modo a afetar o processo (BENEDYK; MORACZ; WALLACE, 1970).

A composição do aço AISI H13, de acordo com as normas AISI são:

Carbono (C) = 0,40%, Silício (Si) = 1,00%; Manganês (Mn) = 0,35%; Cromo (Cr) = 5,2%; Molibdênio (Mo) = 1,5%; Vanádio (V) = 1,00%; Enxofre (S) < 0,005%; Fósforo (P) < 0,025%; Alumínio (Al) = 0,015%.

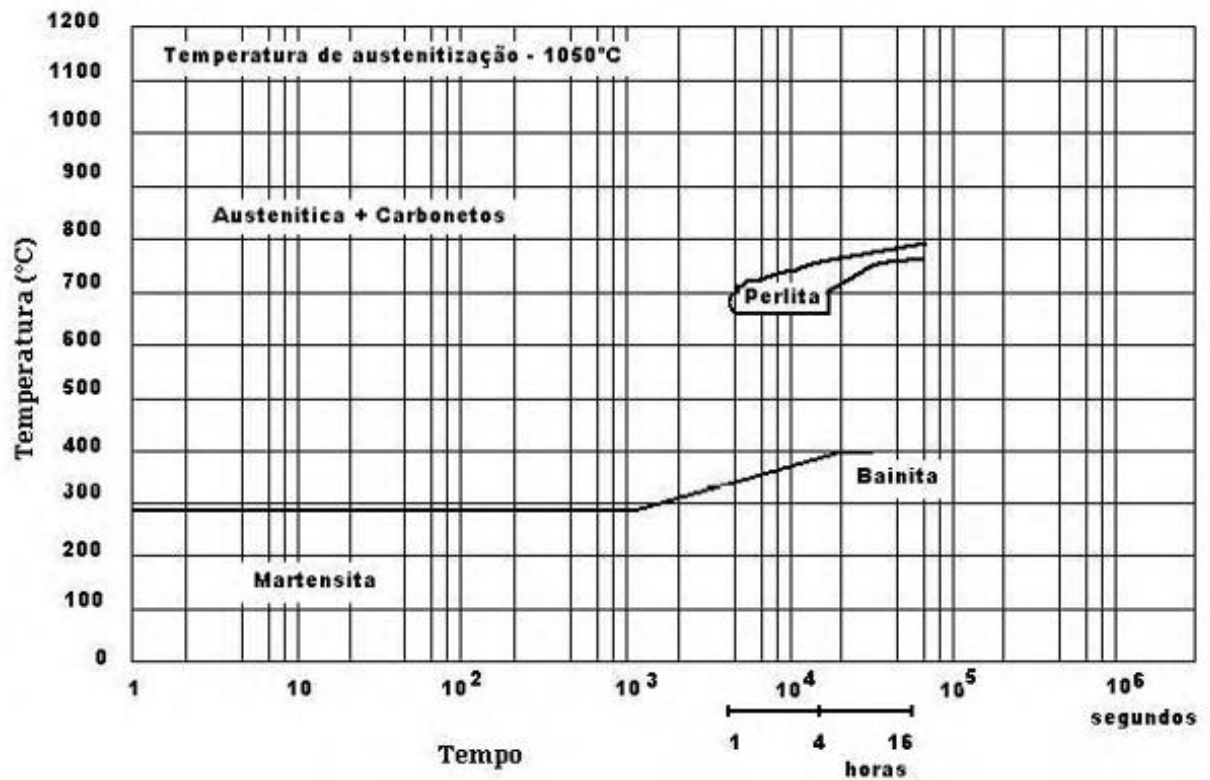
O teor de 0,40% de carbono garante a tenacidade do material com uma dureza em torno de 48HRC (BENEDYK; MORACZ; WALLACE, 1970). Já o silício ajuda a aumentar o limite de escoamento. O manganês e o alumínio são usados como desoxidantes, diminuindo a quantidade de oxigênio e promovendo a retirada de enxofre através de escória. O cromo eleva a resistência à oxidação e a temperabilidade do material, enquanto o molibdênio melhora a retenção de dureza em altas temperaturas e evita a fragilização do mesmo quando o tempo de exposição às altas temperaturas é muito longo. O vanádio, assim como o alumínio, ajuda no refino do grão austenítico, aumentando a tenacidade do material.

A produção do aço influencia diretamente as propriedades requeridas para suportar determinados esforços, portanto é necessário que o mesmo seja produzido através de Fornos Elétricos a Arco e Forno Panela. O refino do aço garante a composição química para tal. O produto final deve ter baixos teores de enxofre e de hidrogênio, pois a presença de teores mais altos de hidrogênio para baixíssimos teores de enxofre facilitam a formação de trincas, que ocorrem pela saturação do hidrogênio na fase sólida.

Os aços desta classe caracterizam-se por sua temperabilidade, resistência ao desgaste e tenacidade.

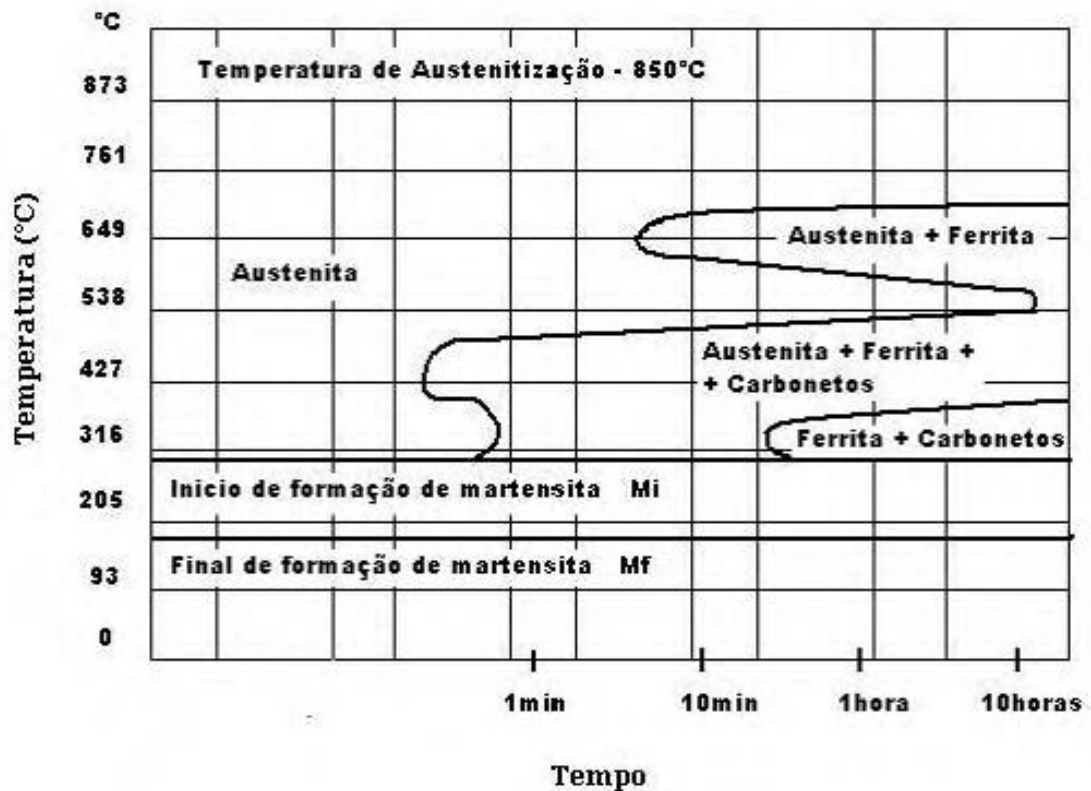
Pode-se notar nas Figuras 1 e 2 que os aços da classe H, em especial o AISI H13, têm uma alta temperabilidade, isto é, a capacidade de ser endurecido quando exposto ao calor e esfriado rapidamente, logo em seguida, ou seja, quanto maior o tempo para o aparecimento de outras fases a partir da austenita, mais temperável é o aço. Comparativamente, na temperatura de 700 °C, o tempo necessário para o surgimento de outra fase além da austenita, para o aço AISI 4340 é menor que 1 minuto, enquanto para o aço AISI H13 é de aproximadamente 1 hora. Caso a temperabilidade do aço seja muito baixa, há a possibilidade de ocorrência de trincas e desgaste prematuro.

Figura 1 – Diagrama CCT do aço AISI H13.



Fonte: Deutsches Institut fur Normung (2003).

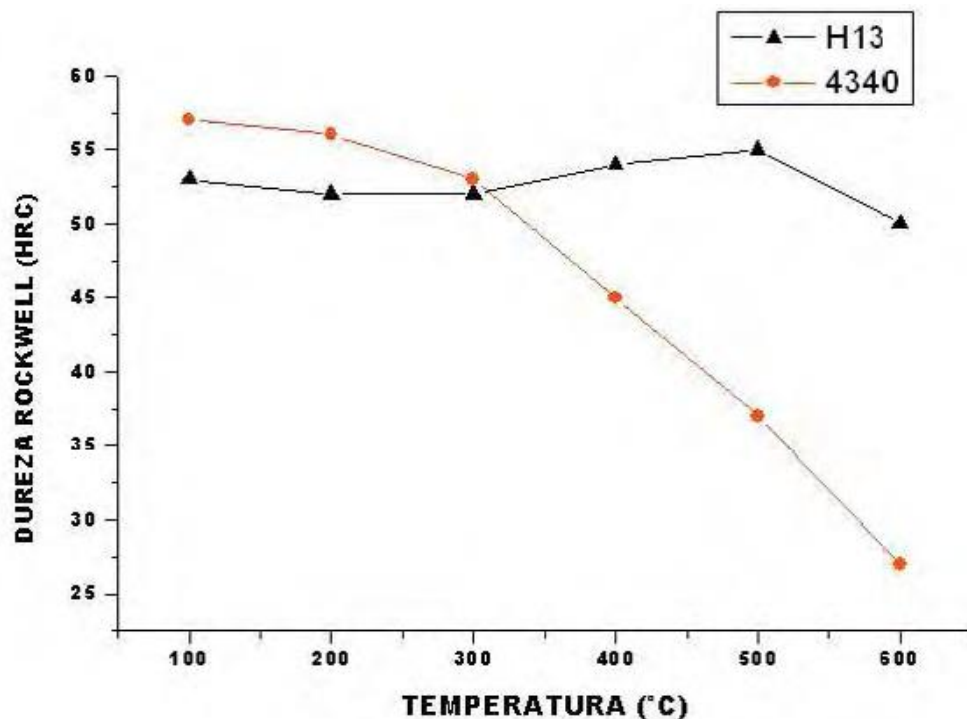
Figura 2 – Diagrama CCT do aço AISI 4340.



Fonte: Deutsches Institut fur Normung (2003).

A resistência ao desgaste é uma característica imprescindível que garante a longevidade da vida útil da ferramenta, ou seja, o quanto de dureza a ferramenta possui para aguentar altas temperaturas. Comparativamente, o aço AISI H13 com o aço AISI 4340, na temperatura de 600 °C, o aço AISI 4340 tem uma dureza de 27HRC, enquanto o aço AISI H13 tem uma dureza de 50HRC, como mostra a Figura 3.

Figura 3 – Dureza vs temperatura de revenimento para os aços AISI H13 e AISI 4340.



Fonte: Deutsches Institut für Normung (2003).

A tenacidade é a capacidade de absorção de energia sem que ocorra fratura e é influenciada pelo processo de fabricação e pelo tratamento térmico a que o material é submetido.

2.2 MATRIZ

A simulação numérica de processos de conformação permite definir as dimensões e geometria das matrizes sem que haja a necessidade de testes físicos e possível desperdício de material, ou quebra prematura de ferramentas, possibilitando que se analise os efeitos do processo sofridos pela ferramenta e pelo tarugo e, além de permitir controlar a distribuição das deformações desejadas para a matriz, é possível observar a distribuição da deformação

no tarugo e obter os parâmetros ótimos a fim de se evitar alguns efeitos indesejados no material.

Para que a matriz seja considerada adequada, ela deve suportar os esforços aplicados a ela sem que ocorra deformações que afetem sua estrutura.

Os maiores esforços sofridos pela matriz durante o *Equal Channel Angular Pressing* ocorrem na intersecção dos canais equiangulares, onde o material sofre cisalhamento, o que possibilita que se fabrique matrizes com diferentes materiais, reduzindo seu custo e aumentando sua vida útil (SANTOS *et al.*, 2012).

A utilização da simulação permite analisar o comportamento das deformações do tarugo, e como alguns parâmetros, como o ângulo do canal ϕ , o ângulo do cotovelo externo Ψ , as condições de atrito e a temperatura podem influenciar nos resultados obtidos.

Por ser uma matriz de seção circular, a mesma apresenta dificuldades ainda maiores se comparada a uma de seção quadrada ou retangular em sua construção, pois a intersecção dos canais circulares apresenta maior dificuldade em coincidir do que em uma matriz de seção quadrada ou retangular, algo que pode ser solucionado se a matriz for construída apenas em uma única peça, mas isso pode ocasionar trincas na intersecção dos canais por causa da alta concentração de tensões caso não se utilize materiais que suportem tais esforços, o que pode encarecer o custo da ferramenta, mas a matriz de canal circular tem a vantagem de ser mais fácil passar as amostras sem que haja o travamento da peça, ou a utilização de lubrificantes de alto desempenho (SILVA JÚNIOR, 2017).

Há vários fatores que influenciam o processo de deformação plástica severa além da geometria da matriz, como o atrito entre a matriz e a peça, que pode comprometer a qualidade do produto final aumentando as tensões envolvidas no processo, ou danificando a peça conformada. O coeficiente de atrito pode ser obtido através da Equação (1):

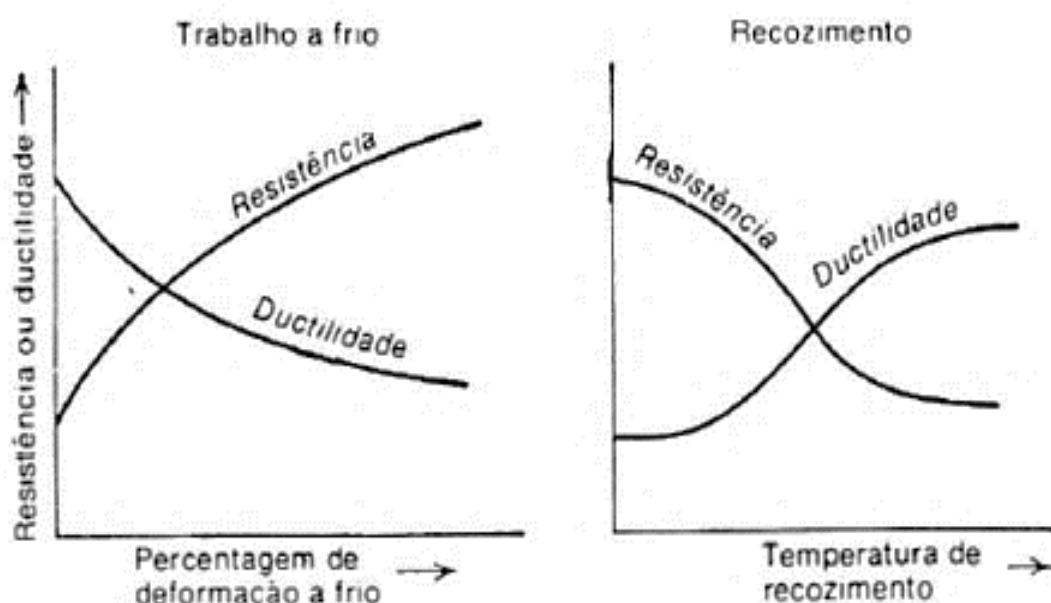
$$\mu = \tau/p \quad (1)$$

Sendo μ o coeficiente de atrito, τ a tensão cisalhante na interface e p a pressão normal à interface. A força de atrito cresce linearmente até que o coeficiente de atrito se torne constante e no final do processo, a força diminui (CETLIN; HELMAN, 2013).

A temperatura também tem grande influência no processo e na microestrutura obtida. No trabalho a quente, o encruamento e a formação de grãos com ângulo em uma orientação preferencial são irrelevantes por causa da recristalização e da formação de novos grãos. O trabalho a quente, além de necessitar de menos energia para a obtenção de deformação, também

reduz a ocorrência de trincas e heterogeneidades no material. Os processos realizados a quente tem o limitante de que a recristalização provoca o crescimento de grãos e com isso é necessário mais passes, sendo os últimos muito próximos à temperatura mínima do limite inferior de trabalho. Já no trabalho a frio, o encruamento tem relevante importância e auxilia na formação de discordâncias, causando um aumento da resistência mecânica, e influenciando negativamente na ductilidade do material, então para que isso seja evitado, realiza-se tratamentos térmicos de recozimento para promover a recuperação da rede cristalina (SCHAEFFER, 2004). A Figura 4 mostra os gráficos da relação entre resistência e ductilidade nos processos de encruamento-recozimento.

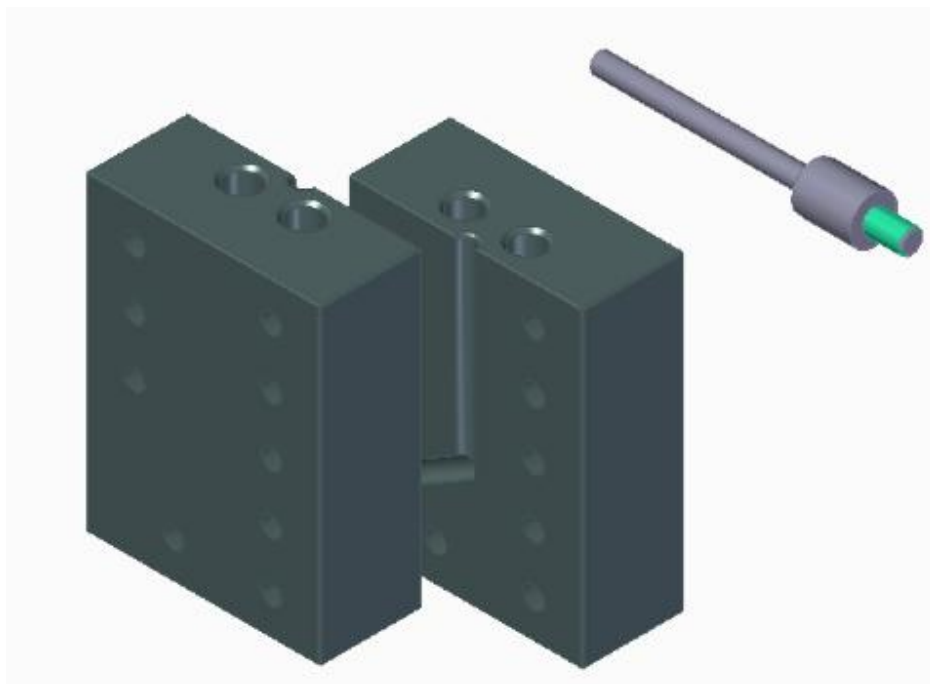
Figura 4 – Ciclo encruamento-recozimento.



Fonte: Dieter (1988).

A velocidade do processo é outra variável que influencia na qualidade da peça, mas também influencia na temperatura necessária para realizar o processo. Para altas velocidades combinadas com resfriamento brusco, a temperatura do processo deve ser maior para um mesmo nível de deformação de um material deformado e resfriado mais lentamente (DIETER, 1988). Além de influenciar na temperatura do material por causa do calor dissipado durante o processo, e na tensão de escoamento do material.

Figura 5 – Matriz de aço H13 e o punção utilizados no trabalho.



Fonte: Própria autora.

Pode-se observar na Figura 5 que, apesar da intersecção dos canais ter sido modelada em uma única peça, a matriz é bipartida, ou seja, foi construída em duas metades iguais que devem ser conectadas por parafusos, e portanto é necessário dimensioná-los e sua tensão residual mínima para que o material do tarugo não extrude para o interior das frestas (SANTOS *et al.*, 2014).

2.3 REFINO DOS GRÃOS

Uma das maneiras utilizadas para aumentar a resistência do material é a redução do tamanho do grão através da deformação plástica.

Alguns processos como a extrusão, trefilação e a laminação são utilizados com a finalidade de aumentar a resistência mecânica e a tenacidade do mesmo, mas através de tais processos obtém-se grãos de tamanhos entre 1 a 10 micrômetros (SEGAL, 1999), sem levar em consideração a redução da seção transversal do material e os altos valores de pressão necessária para o processo (SEGAL, 1995).

Em materiais policristalinos, a deformação plástica ocorre através da movimentação das discordâncias que, quando se aplica uma força, tendem a se movimentar quebrando as ligações atômicas. As discordâncias se movimentam por planos de escorregamento, e quando encontram

um contorno de grão com diferente orientação cristalográfica, têm seu movimento impedido (RODRIGUES, 2013).

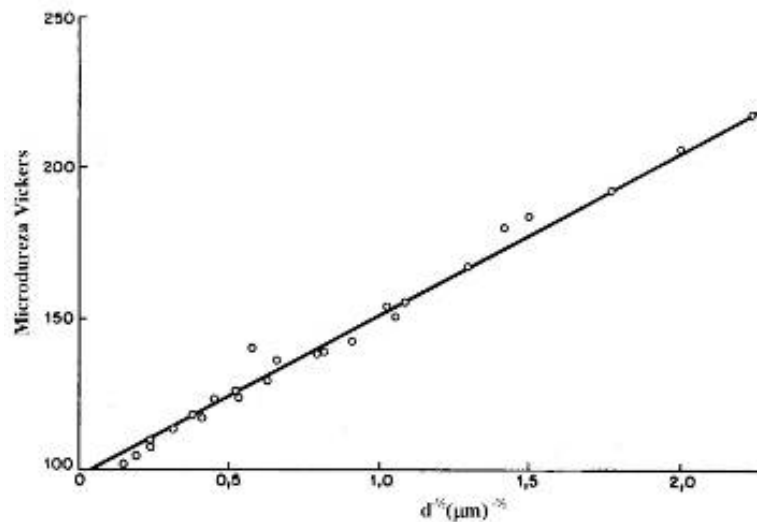
A Equação (2) de Hall-Petch explica como a redução do grão do material influencia a dureza do mesmo:

$$\sigma = \sigma_0 + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

Sendo σ o limite de escoamento, d o tamanho médio do grão, σ_0 a tensão de escoamento do cristal e k é a constante que mede a eficiência do contorno de grão de agir como barreira ao movimento dos deslocamentos. Tal equação foi deduzida a partir da teoria dos deslocamentos, utilizando a suposição de que os contornos de grão são barreiras ao movimento dos deslocamentos e os mesmos se empilham atrás dos contornos de grão após o bloqueio feito por eles e geram uma concentração de tensões nos grãos adjacentes. Quanto maior o tamanho do grão, maior a quantidade de deslocamentos acumulados nos contornos de grão e consequentemente a tensão necessária para promover o movimento através dos contornos deve ser maior para os grãos menores (SANTOS, 2008).

Na Figura 6, pode-se observar a dureza do titânio como uma função do inverso da raiz quadrada do tamanho do grão, sendo o tamanho do grão hipotético, utilizando um parâmetro chamado intercepto médio de grãos para se determinar o tamanho relativo do mesmo, que é obtido considerando uma distância média entre os contornos de grão de uma micrografia, dada a complexidade em se medir o seu tamanho exato (REED-HILL, 1982).

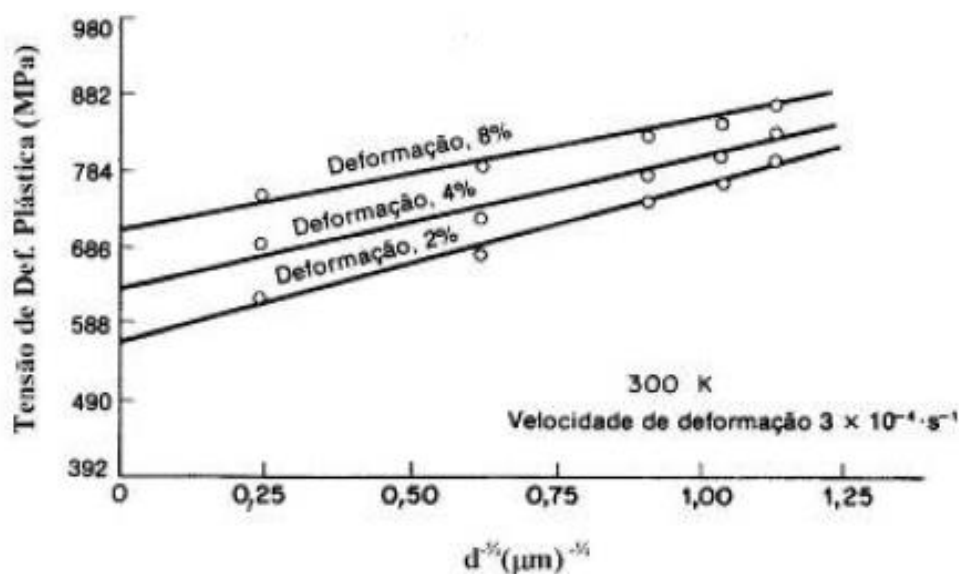
Figura 6 – Dureza do titânio em função do inverso da raiz quadrada do grão.



Fonte: Reed-Hill (1982).

Na Figura 7, para uma mesma velocidade de deformação, pode-se observar os resultados de três ensaios de tração à temperatura ambiente de amostras de titânio e as diferentes deformações em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão do material. Quanto maior o tamanho dos cristais e a tensão aplicada, maior o acúmulo dos deslocamentos, que são responsáveis pela criação da concentração de tensões nos grãos adjacentes.

Figura 7 – Tensão de escoamento do titânio em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão.



Fonte: Reed-Hill (1982).

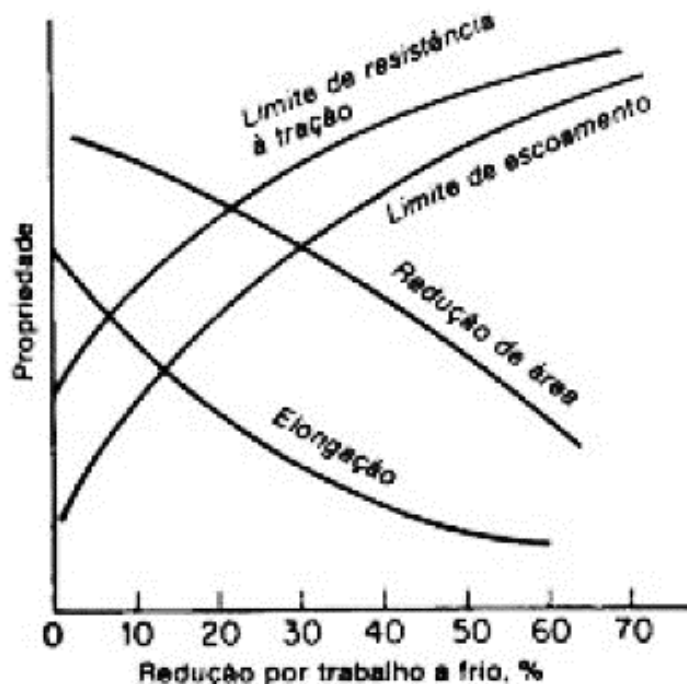
As Figuras 6 e 7 mostram a relação entre o tamanho de grão, a dureza e a resistência do material e revelam que os materiais com grãos menores apresentam maior resistência mecânica quando comparados ao mesmo material com grãos maiores.

Um estudo realizado por Kumar *et al.*(2005), que compara o deslizamento de grãos em amostras de uma liga de Zn-Al após 8 passes do processo ECAP com uma liga que não passou pelo processo, mostrou que o tamanho do grão é um dos maiores limitantes no processo de movimentação dos grãos, ou seja, quanto menor o tamanho dos mesmos, maior a dificuldade para o deslizamento, ou maior a resistência do material em se deformar.

Outra característica obtida pela deformação plástica do material é o encruamento, que consiste no aumento da tensão cisalhante necessária para que ocorra o deslizamento dos deslocamentos e é amplamente utilizado para o endurecimento de materiais que são insensíveis ao tratamento térmico (DIETER, 1988).

Na Figura 8, pode-se observar a alteração nas propriedades mecânicas dos materiais causada pelo encruamento.

Figura 8 – Propriedades obtidas em relação com a quantidade de trabalho a frio.



Fonte: Dieter (1988).

Em um policristal, é necessário que a continuidade da matéria seja mantida, ou seja, os contornos de grãos devem permanecer intactos. A deformação causada pela movimentação dos grãos é restringida pelo movimento dos outros grãos, causando um acúmulo das discordâncias na estrutura junto aos contornos, o que comprova que apenas o contorno de grão tem pouca resistência, mas a interferência ao deslizamento causada pelos contornos causa um endurecimento do material e a estrutura tende a se tornar mais homogênea conforme o tamanho do grão reduz (REED-HILL, 1982). Como as zonas de maior restrição possuem maior energia para transformação de fase no estado sólido, quando a liga encruada é aquecida, haverá nucleação de novos grãos a partir de um grão primário, reduzindo assim o tamanho dos grãos formados (BALDISSERA *et al.*, 2009).

De acordo com Valiev *et al.* (1996), o aumento de deslocamentos nos contornos de grãos é causado por grandes deformações, que se continuadas, causam uma diminuição da espessura dos contornos por sofrerem um processo de recuperação, então há um rearranjo: os deslocamentos de sinais opostos se desfazem, e há o acúmulo nos contornos com alto ângulo entre si de deslocamentos de mesmo sinal.

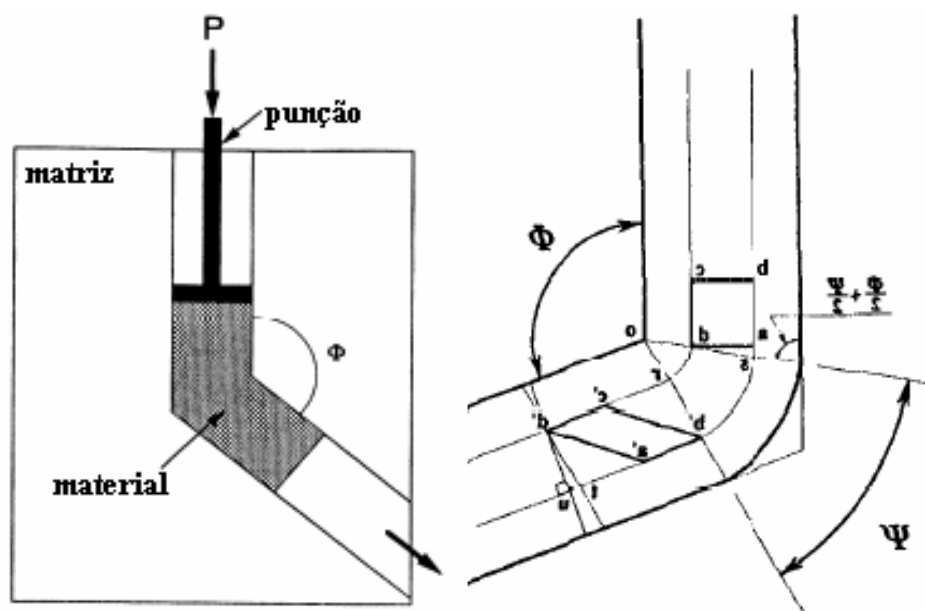
Os processos de deformação plástica severa, que promovem grãos ultrafinos, na escala submicrométrica ou nanométrica, com um elevado grau de desorientação entre os grãos, surgiram como uma alternativa aos processos que não promoviam maior refino de grãos e um

dos que mais despertou o interesse foi o Processo de Extrusão por Canais Equiangulares. (VALIEV; ISLAMGALIEV; ALEXANDROV, 2000).

2.4 PROCESSO ECAP

O processo ECAP (*Equal Channel Angular Pressing*) é um processo de deformação plástica severa, criado por V. M. Segal na antiga União Soviética, que consiste em passar um tarugo por 2 canais equiangulares de uma matriz, que se interceptam, formando um ângulo ϕ , como mostra a Figura 9.

Figura 9 – Esquema do processo ECAP.



Fonte: Arakawa *et al.* (2009).

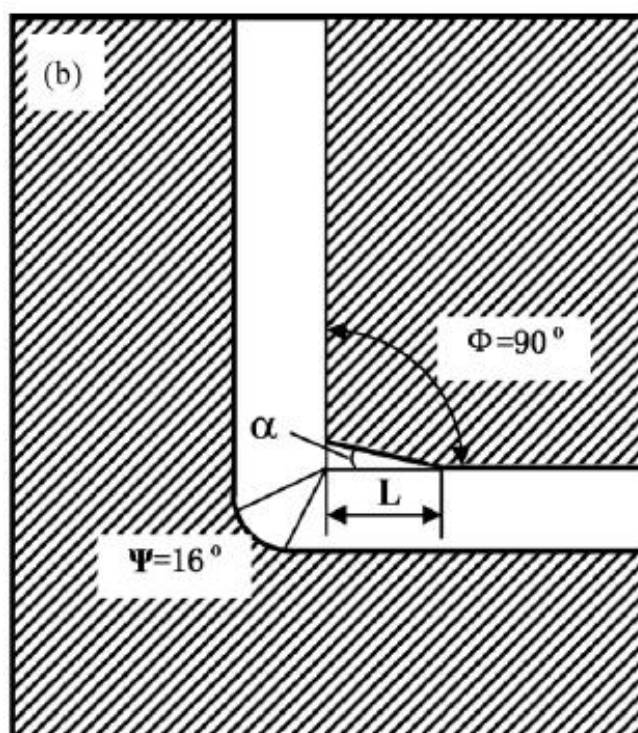
Comparativamente com outros métodos utilizados para melhorar as propriedades mecânicas do material, o processo ECAP apresenta vantagens como a manutenção da espessura do material extrudado, o que permite maior versatilidade quando a espessura precisa ser mantida, e em uma maior gama de aplicações posteriores (VALIEV; ISLAMGALIEV; ALEXANDROV, 2000; FURUKAWA *et al.*, 2001) e por ser um processo de deformação severa, o mesmo apresenta como resultado final grãos ultrafinos, pois pode-se fazer mais de um passe do tarugo, causando um acúmulo da deformação plástica (IWAHASHI *et al.*, 1998).

Porém, o processo tem algumas limitações como a relação entre o comprimento e a espessura da peça, pois caso a relação seja próxima da crítica, a peça tende a se dobrar durante o processo, e além de ser um processo descontínuo, o que encarece o custo e a eficiência do

processo, uma porção final do material apresenta uma microestrutura disforme, sem as características encontradas no comprimento do material, e que precisa ser descartada, encarecendo ainda mais seu custo de produção (RAAB, 2004) e a formação de fraturas nas proximidades da superfície superior do tarugo, mesmo após poucos passes, como revelado por Semiatin, Delo e Shell (2000), e é causada pela tensão de tração a que o tarugo está submetido e pode ser resolvido com a aplicação de uma contrapressão no tarugo, mas que causa um aumento na força necessária para o processo e pode danificar a matriz caso a mesma não tenha sido construída considerando esta aplicação de contrapressão (SANTOS *et al.*, 2014).

Por ser um processo muito promissor, alguns estudos foram realizados para solucionar as limitações e baratear os custos. Um estudo feito por Wang *et al.* (2009), utilizando uma matriz modificada, apresentada na Figura 10, com a adição de um ângulo α no raio interno da matriz, mostrou que a quantidade de fraturas na parte superior reduziu após esta modificação, mesmo sem a aplicação da contrapressão. Além disso, o tarugo apresentou maior tensão de deformação no uso da matriz modificada (em torno de -200 MPa) do que com o uso da contrapressão (em torno de -60 MPa), mas para apenas um passe, a matriz modificada apresentou distribuições disformes para a região superior do tarugo, o que foi corrigido com a aplicação de mais passes pela rota B_C. Por fim, o tarugo apresentou grãos menores (200-300 nm) se comparado aos grãos obtidos pela matriz convencional (em torno de 500 nm).

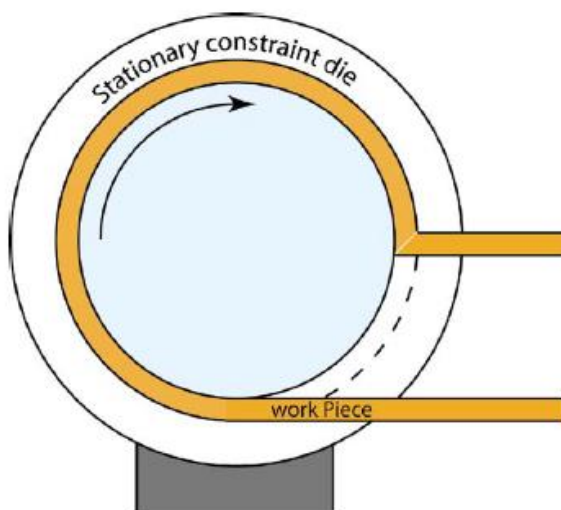
Figura 10 – Matriz modificada utilizada no estudo de Wang *et al.* (2009).



Fonte: Wang *et al.* (2009).

A combinação do processo ECAP com um processo conhecido como Conform foi estudado a fim de se obter um processo contínuo, em que um material é forçado por um canal através de forças de atrito nas interfaces de contato, o sulco do canal restringe a peça e obriga-a a girar junto com o eixo. No final do canal, a peça é obrigada a passar por um ângulo de cisalhamento de 90°, exatamente como no processo ECAP, e tal combinação permite que o material conformado pelo processo possua um comprimento maior, que não sofrerá dobramento do que se fosse aplicado apenas o processo ECAP, além de apresentar resultados semelhantes no processo de refino dos grãos quando comparado ao processo ECAP puro (RAAB *et al.*, 2004). A Figura 11 apresenta a ilustração dos processos ECAP e Conform combinados.

Figura 11 – Ilustração da combinação dos processos ECAP e Conform.

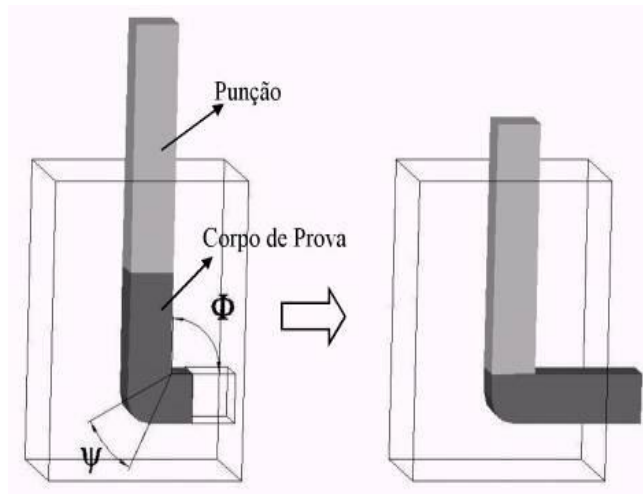


Fonte: Raab *et al.* (2004).

Estudos sobre os efeitos do recozimento do material após o processo ECAP feitos por Kazeminezhad (2008), mostram que para a mesma tensão de deformação e mesma energia armazenada, o tamanho do grão reduz com o aumento da quantidade de passes aplicados do processo ECAP, enquanto que o tamanho do grão aumenta com o aumento da temperatura de recozimento. Tal estudo permite analisar em quais condições o recozimento provoca o aumento do tamanho dos grãos e, consequentemente, a perda de resistência mecânica.

Também após o processo ECAP, cujas etapas estão na Figura 12, a utilização de processos como de extrusão e laminação, em altas temperaturas forneceu maior refinamento dos grãos.

Figura 12 – Etapas do processo ECAP.



Fonte: Arakawa *et al.* (2009).

Segal (1995) desenvolveu equações capazes de prever a intensidade da deformação alcançada após um ou mais passes na matriz, e concluiu que a redução do ângulo entre os canais aumenta a deformação resultante, sendo que os maiores níveis de cisalhamento são obtidos quando o ângulo entre os canais ϕ é de 90° , como mostra Equação (3).

$$P/Y = \Delta\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \cot \phi \quad (3)$$

Sendo P a pressão feita pela punção, Y o limite de escoamento do material, e $\Delta\varepsilon$ a tensão aplicada no tarugo. O maior valor para $\Delta\varepsilon$ é obtido quando $\phi = 90^\circ$. A equação não explica o comportamento que ocorre nas extremidades do tarugo, mas Langdon *et al.* (2000) justifica que o mesmo acontece por causa do atrito entre a peça e as paredes da matriz.

A Equação (4) é utilizada para se obter o grau de deformação de acordo com os ângulos do canal, sendo N o número de passes do tarugo pelo canal, ϕ o ângulo entre os canais e Ψ o ângulo do cotovelo externo.

$$\varepsilon = N \cdot \frac{1}{\sqrt{3}} \left[2 \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + (\Psi \csc\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right)) \right] \quad (4)$$

Para quando o ângulo Ψ do cotovelo externo é igual a zero, tem-se a Equação (5):

$$\gamma = 2 \cdot \cot \frac{\phi}{2} \quad (5)$$

Quando $\Psi = \pi - \phi$, tem-se a Equação (6):

$$\gamma = \Psi \quad (6)$$

E para o caso que $0^\circ < \Psi < \pi - \phi$, a deformação é expressa pelas Equações (7) e (8):

$$\gamma = \left[2 \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \csc\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) \right] \quad (7)$$

$$\varepsilon_n = \gamma \cdot \left(\frac{N}{\sqrt{3}} \right) \quad (8)$$

Segal (1999) realizou experimentos que provam que a maior deformação é obtida quando $\phi = 90^\circ$ e $\Psi = 0^\circ$.

Na Tabela 1, pode-se observar como cada variável da matriz influencia na deformação resultante para cada passe. Utilizando $N = 1$ para a Equação (4), fica visível que a maior deformação é obtida quando $\phi = 90^\circ$, $\Psi = 0^\circ$ e $R = 0$.

Tabela 1 – Deformação resultante dos efeitos dos ângulos ϕ e Ψ .

Ângulo do canal (ϕ)	Raio do cotovelo (R)	Ângulo do cotovelo (Ψ)	Deformação efetiva por passe (ε)
90°	0	0	1,115
	0,25	16	1,072
	0,50	37	0,992
	0,75	62	0,932
	1,00	90	0,902
120°	0	0	0,667
	0,25	13	0,645
	0,50	28	0,625
	0,75	44	0,610
	1,00	60	0,605
135°	0	0	0,478
	0,25	5	0,474
	0,50	22	0,461
	0,75	33	0,436
	1,00	45	0,453

Fonte: Melo (2004).

Segal desenvolveu equações para demonstrar a relação entre o ângulo ϕ entre os canais e o ângulo Ψ do cotovelo externo, que provam que a redução do ângulo ϕ aumenta a deformação resultante. Como não há redução da seção transversal, o processo pode ser repetido para que haja acumulação de deformação, como mostra a Equação (9).

$$\gamma = N \left[2 \cdot \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) + \Psi \cdot \csc\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\Psi}{2}\right) \right] \quad (9)$$

Para que se obtenha um refino uniforme dos grãos do material, é desejável que a deformação do tarugo seja a mais homogênea possível ao longo do seu comprimento, porém sabe-se que nas extremidades do mesmo a deformação é menos intensa, o que também foi observado em outros trabalhos, o que pode torná-las indesejáveis após o processo. Também pode haver heterogeneidade no sentido da espessura, resultante do processo e que pode ser analisada pela simulação para que se defina qual a região útil do tarugo. Outros fatores que podem influenciar esta uniformidade da deformação são o atrito entre o tarugo e os canais, o efeito de contrapressão à frente do tarugo e o coeficiente de encruamento do material (ANTUNES *et al.*, 2006; ORUGANTI *et al.*, 2005).

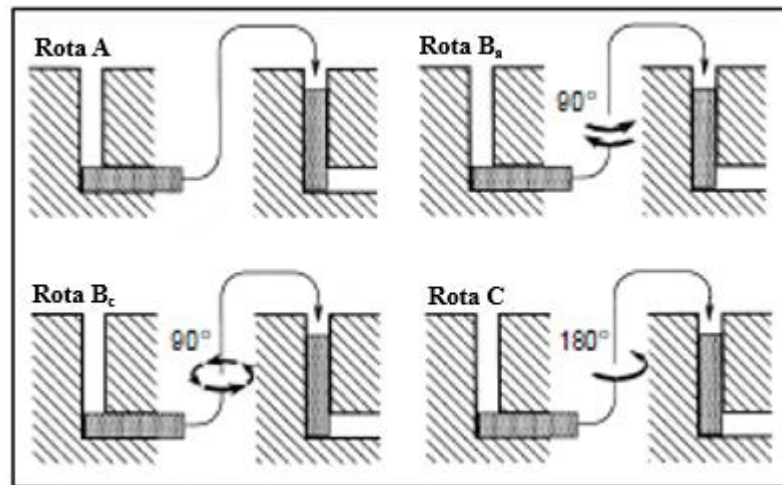
A natureza do deslocamento da estrutura é influenciada por quatro variáveis no processo ECAP que são a configuração da ferramenta (ângulo do canal ϕ e o ângulo do cotovelo Ψ), a rota de deformação a qual o tarugo é submetido, a velocidade do processo e a temperatura do mesmo (MELO, 2004).

A uniformidade da deformação também pode ser influenciada pela rotação do tarugo em torno do seu eixo longitudinal entre os passes durante o processo. Também conhecidas como Rotas de Deformação, apresentada na Figura 13, elas afetam a microestrutura formada, causando distinções cristalográficas em função do sentido e do ângulo de rotação, o que influencia as propriedades mecânicas do material (IWAHASHI *et al.*, 1998).

São elas:

- Rota A: não há rotação do tarugo, ele é reinserido na matriz no mesmo sentido do passe anterior.
- Rota B_A: rotação de 90° alternado no sentido transversal entre cada passe do processo.
- Rota B_C: rotação de 90° no sentido longitudinal do mesmo sentido do processo.
- Rota C: rotação de 180° do tarugo.

Figura 13 – Rotas de Deformação do processo ECAP.

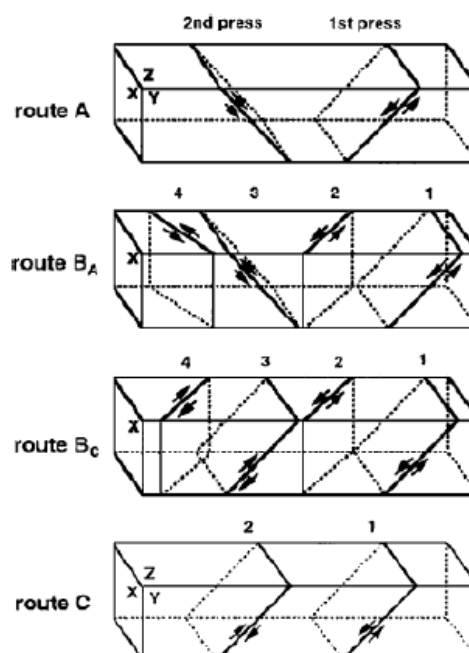


Fonte: Traduzido de Langdon *et al.* (2000).

Para a análise das características obtidas com cada Rota de Deformação, considera-se os três planos ortogonais: o plano x, perpendicular à direção do processo, perpendicular ao comprimento longitudinal da peça, o plano y, paralelo à face lateral da peça e o plano z, paralelo à face do topo, na saída da matriz.

É possível combinar estas rotas, mas não há evidência de que combinações complexas apresentam melhorias nas propriedades obtidas (SEGAL, 1999).

Figura 14 – Padrões de deslizamento nos planos x, y e z utilizando diferentes Rotas de Deformação.



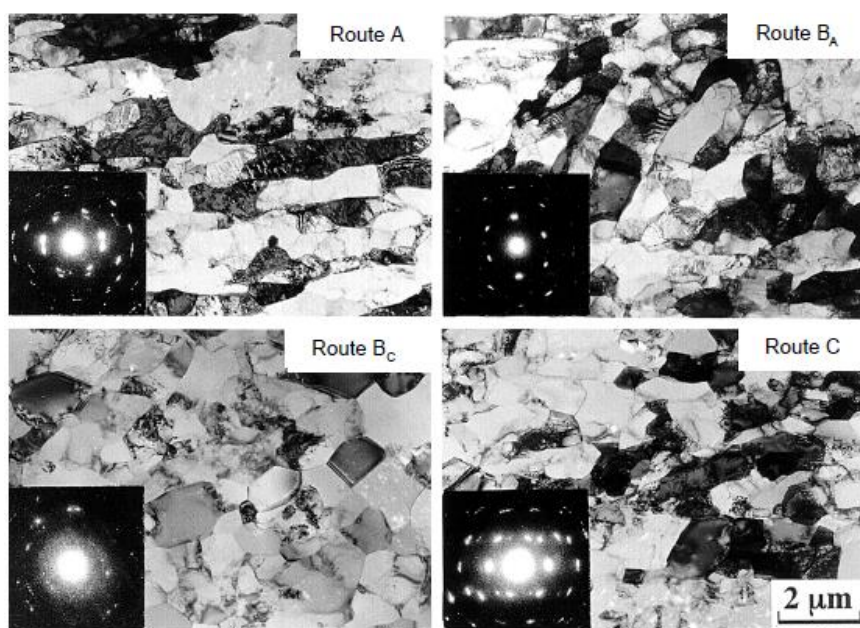
Fonte: Adaptado de Segal (1999).

Observa-se na Figura 14, que nas rotas A e C, não há mudanças na estrutura do grão no plano z, mas há mudanças nos três planos nas rotas B_A e B_C. Nas rotas A e B_A, há um aumento da deformação com o aumento da tensão. Um elemento cúbico retornará ao seu formato cúbico após 4n ou 2n passes através da matriz se for utilizada a rota B_C e C, respectivamente, sendo n um inteiro. Sendo assim, é preferível utilizar a rota B_C ou a rota C, pois o elemento cúbico continua intacto após 2n ou 4n passes, mas como não há mudanças no plano z quando se utiliza a rota C, a rota B_C é a melhor opção para se obter uma microestrutura homogênea.

Segal (1995) comparou a ductilidade do ferro ARMCO quando processado pelas rotas A e C, e observou que utilizando a rota A houve uma pequena redução de área e alongação com um aumento da tensão, já com a rota C, a ductilidade aumenta depois de 2 passes e estabiliza com mais de 4 passes. Após 8 passes para cada rota, é possível observar que a diferença entre ambos aumentam, sendo que os valores obtidos são maiores com a utilização da rota C. Além disso, materiais processados pelo ECAP, quando se utilizou a rota C para 4 passes de um tarugo de cobre, e posteriormente processado por laminação com redução de mais de 90%, o material apresentou um aumento de aproximadamente 30% em sua dureza.

Um estudo feito por Langdon *et al.* (2000) comparou a utilização das 4 rotas em uma matriz com $\phi = 90^\circ$ para um tarugo de alumínio puro (99,99% de pureza) e concluiu que as rotas A, B_A e C formam grãos com baixos ângulos de orientação, enquanto a rota B_C promoveu grãos com altos ângulos de orientação e uma estrutura homogênea.

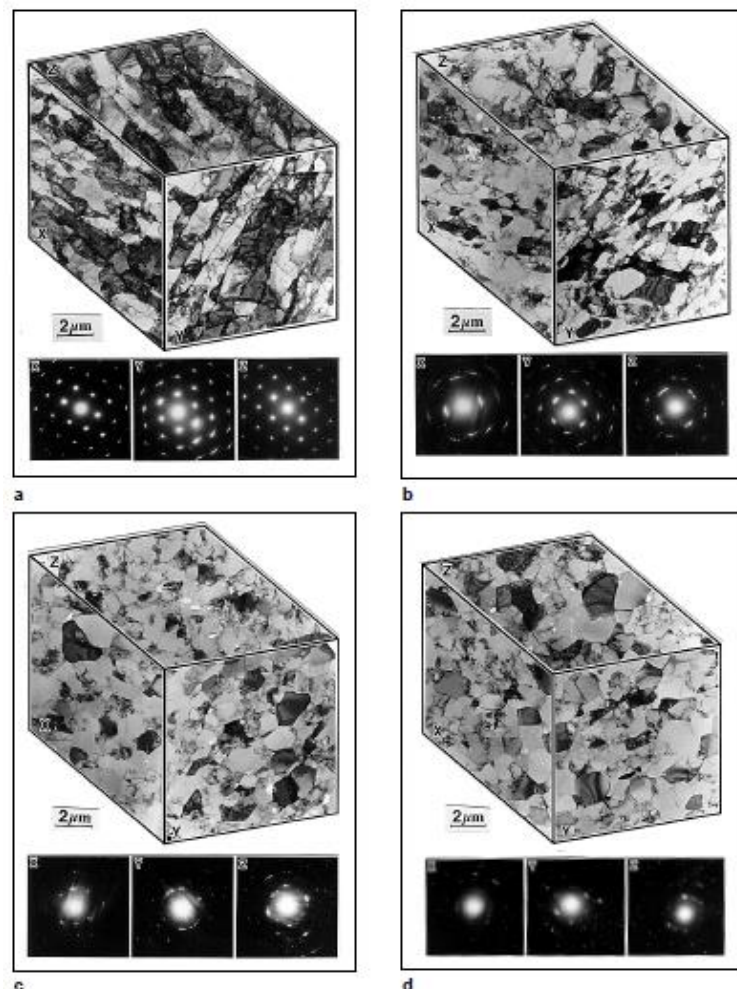
Figura 15 – Microestrutura do alumínio puro (99,99%) para 4 passes utilizando as rotas de deformação.



Fonte: Langdon *et al.* (2000).

No mesmo estudo, Langdon *et al.* (2000) também analisou a evolução da microestrutura do alumínio puro após um, dois, três e quatro passes em uma matriz com ângulo entre os canais $\phi = 90^\circ$, e utilizando a rota B_C. Após o primeiro passe, os grãos se dividiram em subgrãos alongados, com baixo ângulo de desorientação, com os mesmos orientados paralelamente às bordas da peça no plano x, enquanto no y, os mesmos formaram um ângulo de 45° com a extremidade da peça. Já após o segundo passe, os subgrãos se reduziram a uma rede de grãos ultrafinos e houve um aumento do ângulo de desorientação com o aumento da deformação. Após o terceiro passe, não foi mais possível identificar os subgrãos que se encontravam inicialmente, e foi possível visualizar uma rede equiaxial de subgrãos com alguns ângulos com alto grau de desorientação. E por último, após o quarto passe, foi possível visualizar a rede equiaxial de subgrãos com alto ângulo de desorientação em todos os planos. A estrutura obtida após o quarto passe se assemelha ao material após o recozimento, com grãos menores aos encontrados no material recozido.

Figura 16 – Figura 16 – Microestrutura do alumínio puro (99,99%) após (a) 1 passe; (b) 2 passes; (c) 3 passes e (d) 4 passes.



Fonte: Langdon *et al.* (2000).

De acordo com o estudo de Wu e Baker (1997) do processo ECAP em plasticina, utilizando marcações em um tarugo, o raio externo R tem grande influência na formação de zona morta e na distribuição das deformações ao longo do tarugo. Para um mesmo valor de raio interno r , quando o raio externo R é diferente de zero, o tarugo tende a apresentar uma distribuição de deformação mais uniforme desde o primeiro passe, que se uniformiza ainda mais, conforme mais passes são feitos e uma menor formação de zona morta, quando comparado ao raio externo R igual a zero. As equações determinadas por Segal se aplicam muito bem para as marcações feitas na região central do tarugo, porém nas extremidades, onde o atrito tem considerável influência, as equações não explicam seu comportamento corretamente. O estudo também demonstrou que apesar da matriz com $\phi = 90^\circ$ causar mais cisalhamento ao tarugo por passe, após 4 passes seu resultado se assemelhou ao de uma matriz com $\phi = 120^\circ$ após 7 passes (WU; BAKER, 1997).

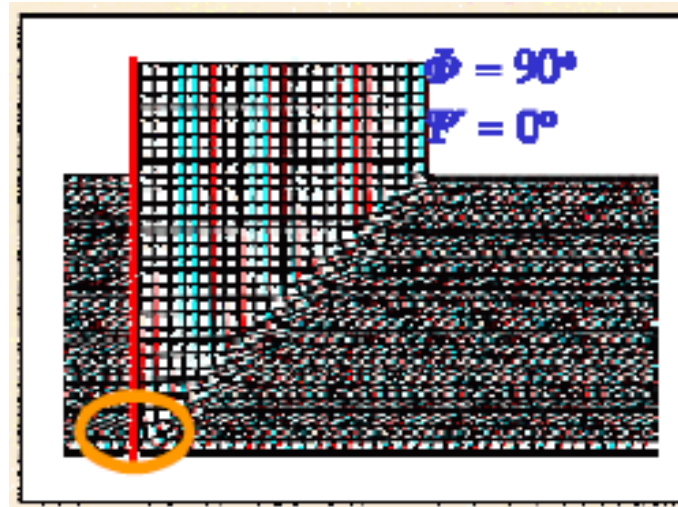
Melo (2004) também estudou o processo ECAP utilizando plasticina para analisar o comportamento do material através de 10 passes da Rota B_C (Figura 17), por ser uma rota que apresenta deformação nos 3 planos ortogonais, em uma matriz com ângulo entre os canais $\phi = 90^\circ$ e pode observar a formação de zona morta na parte inferior do tarugo (Figura 18).

Figura 17 – Planos Z (acima) e Y (abaixo) do bloco de plasticina após 10 passes no processo ECAP.



Fonte: Melo (2004).

Figura 18 – Formação de zona morta durante o processo ECAP.



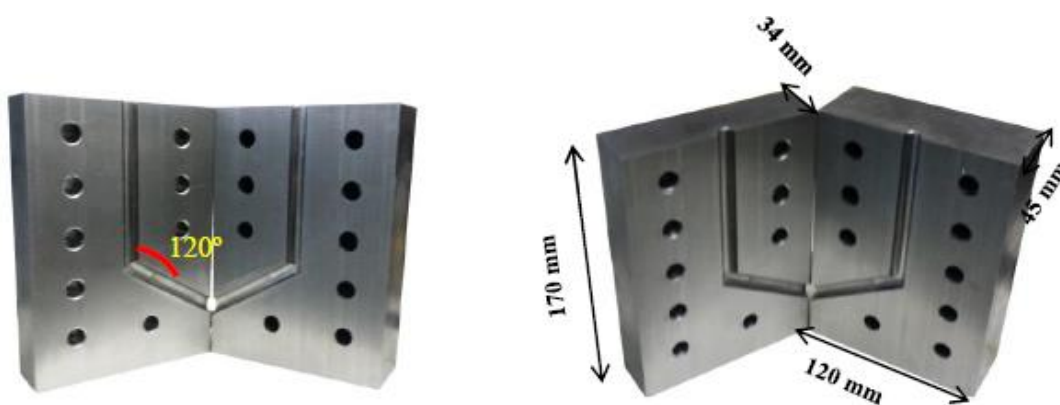
Fonte: Rodrigues (2013).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

O material utilizado para a construção da matriz foi o aço-ferramenta para trabalho a quente AISI H13, sendo a matriz bipartida e fixada por nove parafusos M10. O ângulo entre os canais é $\phi = 120^\circ$, o ângulo do cotovelo externo $\Psi = 0^\circ$ e o diâmetro do canal é $D = 10\text{mm}$, conforme Figura 19.

Figura 19 – Matriz em aço AISI H13.



Fonte: Silva Júnior (2017).

O punção foi confeccionado em aço ferramenta VC 131, com 100 mm de comprimento e 10 mm de diâmetro, conforme Figura 20.

Figura 20 – Punção em aço VC 131.



Fonte: Silva Júnior (2017).

O tarugo utilizado na simulação foi de uma liga de titânio Ti30Ta com comprimento de 60 mm e 10 mm de diâmetro e tem suas propriedades descritas na Tabela 2.

Tabela 2 – Propriedades da liga de titânio Ti30Ta.

Propriedades	Liga Ti30Ta
UTS (MPa)	528
σ_0 (MPa)	357
E (GPa)	48
ϵ (%)	13,2

Fonte: Própria autora.

Os nove parafusos M10 de classe 10.9 sofreram uma pré-tensão máxima de aperto de 100 MPa e através dela, foi possível calcular a pressão de fechamento através da Equação (10):

$$\tau = \frac{Fi}{Am} \quad (10)$$

Sendo τ a tensão máxima suportada pelo parafuso, Fi a força de fechamento máxima suportada pelo parafuso e Am a menor área do parafuso. Com o diâmetro de $D = 9,4$ mm, tem-se que $Am = 69,39 \text{ mm}^2$ e que $Fi = 69,39 \text{ Kn}$.

Como a força deve ser distribuída por toda a área, a pressão em cada parafuso feita pela matriz é dada pela Equação (11):

$$p = \frac{Fi}{Ac} \quad (11)$$

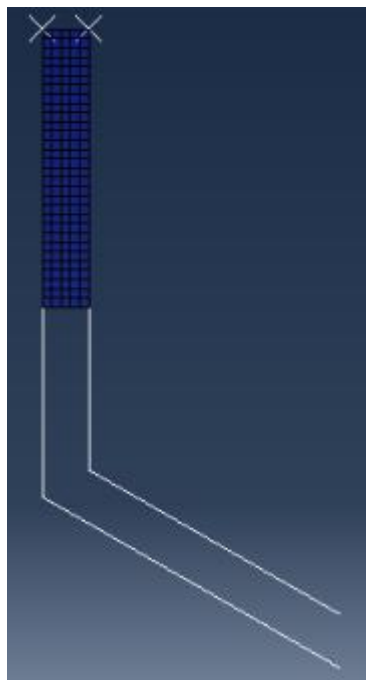
$P = 557 \text{ Mpa}$, sendo que o escoamento começou com 400 Mpa .

3.2 MÉTODOS

A simulação da matriz foi feita em um software específico para simulação chamado ABAQUS CAE, utilizando a temperatura do processo de 450°C , um carregamento de 10 t distribuído homogeneamente na superfície superior do tarugo e o lubrificante bissulfeto de molibdênio (MoS_2) com coeficiente de lubrificação de 0,05 no par aço-aço e foi adotado em vista da falta de dados do par aço-titânio utilizado.

A Figura 21 mostra o tarugo encaixado no canal da matriz, momentos antes de fazer a simulação.

Figura 21 – Tarugo encaixado no canal da matriz, antes de fazer a simulação.



Fonte: Própria autora.

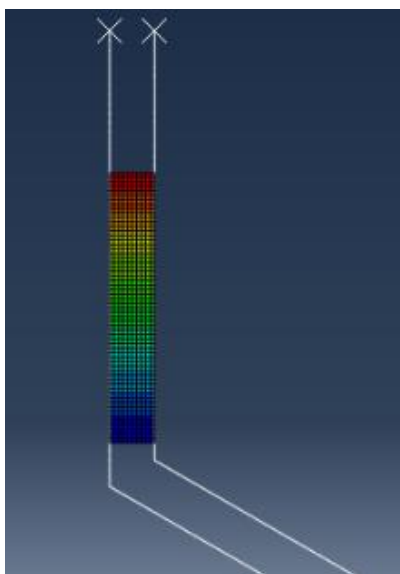
A simulação foi feita em 2D para facilitar a análise, visto que a execução da simulação em 3D é extremamente complexa e como o canal é circular, a simplificação pode ser adotada sem perdas na análise.

Durante o processo de modelagem, houve vários percalços, pois, além do método ainda ser pouco utilizado na prática e ter pouco estudo realizado sobre ele, foi muito trabalhoso procurar fontes de pesquisa feitas anteriormente com softwares do mercado, dificultando bastante a construção, além da dificuldade de utilização do software.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Figura 22, nota-se a pressão exercida pela punção no início do processo, quando o tarugo ainda não tinha atingido a intersecção dos canais.

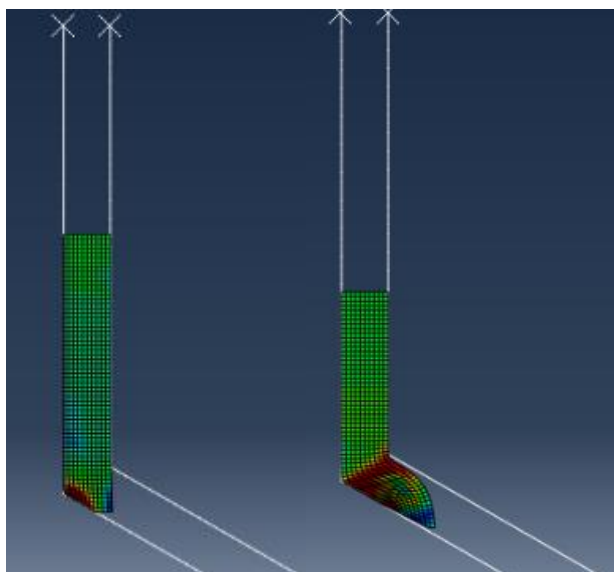
Figura 22 – Pressão exercida no início do processo, antes do tarugo atingir a intersecção dos canais.



Fonte: Própria autora.

Pode-se observar logo no início do processo na Figura 23, quando o tarugo começa a atravessar a intersecção dos canais, a deformação sofrida pelo material e o dobramento na parte superior do tarugo.

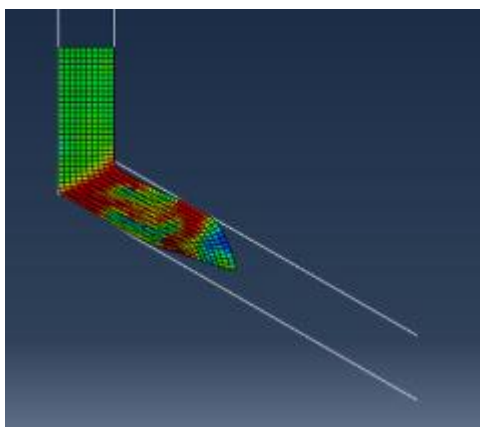
Figura 23 – Momento em que o tarugo começa a atravessar a intersecção dos canais.



Fonte: Própria autora.

Já na metade do processo, é possível observar a formação de um descolamento do tarugo da parede do canal na parte superior, o que pode ser explicado como a redução da dimensão da zona de deformação na intersecção dos canais, causando uma separação entre o tarugo e a matriz, e pode ser notada na Figura 24, na parte superior logo após a intersecção dos canais e perdura durante todo o processo.

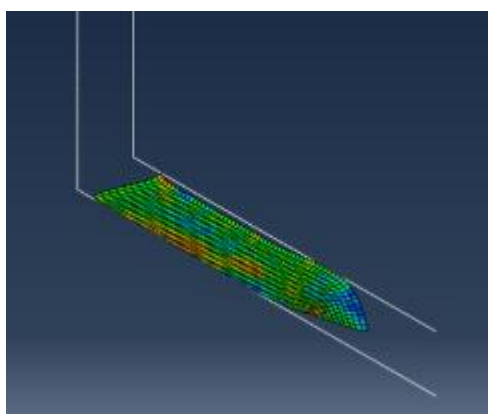
Figura 24 – Formação de um deslocamento do tarugo, causando separação entre o tarugo e a matriz, logo após a intersecção dos canais.



Fonte: Própria autora.

Na Figura 25, pode-se observar com o tarugo ainda alojado no canal de saída da matriz, o descolamento da parte superior da peça em grande parte do tarugo, além de ser possível ver o dobramento que pode ter sido causado pelo alto valor da relação entre o comprimento e a espessura do tarugo. Por fim, também pode-se observar no canto inferior do tarugo, no final da peça, o local onde há o descolamento do punção e do tarugo, alojado no canto externo da matriz.

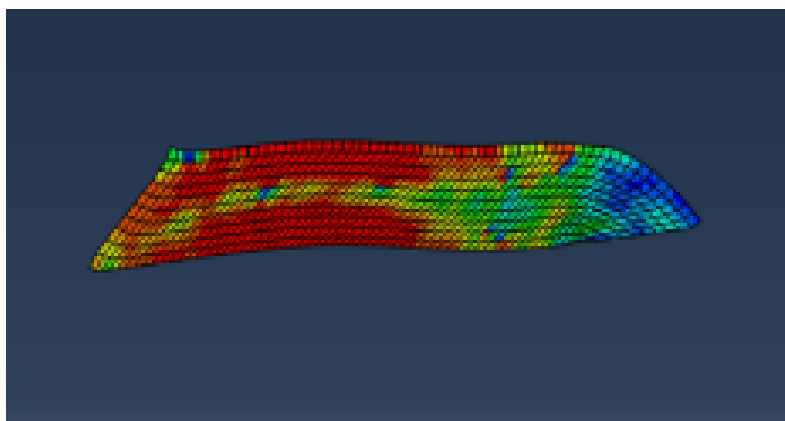
Figura 25 – Tarugo alojado no canal de saída da matriz.



Fonte: Própria autora.

Com o tarugo fora da matriz, pode-se observar a quantidade de deformação sofrida em toda a peça, sendo que é visível a baixa taxa de deformação sofrida na extremidade anterior do tarugo (representada pela cor azul), o que explica a necessidade de descarte das extremidades a fim de se obter uma peça com material uniformemente deformado.

Figura 26 – Quantidade de deformação sofrida em toda a peça do tarugo após saída da matriz.



Fonte: Própria autora.

Sabe-se que poucos estudos foram feitos no que diz respeito ao par aço-titânio, o que torna ainda mais necessário fazer simulações para avaliar o comportamento da liga no processo.

Com relação aos parafusos utilizados para unir as partes da matriz, foi calculado uma tensão residual máxima suportada em torno de 90 MPa maior do que a máxima tensão obtida na simulação, o que garante que o material não irá escoar pelas frestas.

5 CONCLUSÃO

De acordo com a simulação feita, foi possível observar que a matriz projetada para o processo ECAP com um tarugo de Ti30Ta é adequada para o projeto, pois suporta as tensões atuantes no processo, e não deforma de maneira que afete permanentemente sua estrutura e consequentemente a qualidade da deformação sofrida pelo tarugo.

Por ser um aço muito temperável, como analisado comparativamente com o aço ABNT 4340, a probabilidade de formação de trincas por causa da temperatura utilizada no processo é bem baixa, além do material ter uma alta dureza, garantindo que não haja deformação na matriz.

Porém, apesar da matriz suportar os esforços à que é submetida, o tarugo apresentou um dobramento na ponta superior, o que pode ter sido causado pela relação entre seu comprimento e sua espessura e pode ser melhorado com a diminuição desta relação.

Para aumentar a qualidade do tarugo, pode-se fazer mais passes no tarugo a fim de promover a homogeneidade do processo e atenuar o dobramento ocorrido ou pode-se fazer modificações na matriz a fim de obter uma peça mais homogeneamente deformada. Posteriormente, o tarugo também pode ser usinado a fim de se obter uma peça com determinadas dimensões.

Com a utilização da simulação também é possível determinar a área útil do tarugo, sendo necessário descartar as extremidades que possuem uma deformação equivalente muito menor do que a encontrada no comprimento do tarugo. Pela simulação também foi possível observar que pode reduzir a altura do canal de entrada, o que possibilita uma redução no custo para a construção da matriz.

Para um futuro trabalho, seria ideal analisar a simulação para uma matriz com um ângulo externo Ψ diferente de zero, o que teoricamente reduzirá a tensão máxima sofrida pela matriz e também a análise da combinação do processo ECAP com Conform, o que torna possível o processo se tornar contínuo, diminuindo o tempo de processo e o desperdício de material por causa das extremidades que necessitam ser removidas.

REFERÊNCIAS

- ANTUNES, B. R.; DUDA, F. P.; BLAS, J. C. G.; PEREIRA, L. C. Análise por elementos finitos do processo de extrusão angular em canal do alumínio de pureza comercial. *In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS*, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Anais [...]**. São Paulo: Metallum Congressos Técnicos e Científicos, 2006. p. 6665-6676.
- ARAKAWA, B. B.; SALES, B. G. R.; SANTOS, L. G. A.; YAMAKAMI, W. J. Usinagem de metais extrudados por canais equiangulares (ECAP – equal channel angular pressing). *In: WORKSHOP DE USINAGEM*, 1., 2009, Ilha Solteira. **Anais [...]**. Ilha Solteira: GPU/UNESP, 2009.
- BALDISSERA M. R.; RIOS, P. R.; GOUVÊA, J. P.; LINS, J. F. C. Simulação numérica do processo ECAP (Prensagem em Canais Equiangulares) utilizando o aço VMB 300. **Cadernos UniFOA**, v. 4, n. 11, p. 29-33, 2009.
- BENEDYK, J. C.; MORACZ, D. J; WALLACE, J. F.; Thermal fatigue behavior of die materials for aluminum die casting. *In: SDCE INTERNATIONAL DIE CASTING CONGRESS*, 6., 1970, Detroit, Michigan. **Proceedings [...]**. Detroit: Society of die casting engineers, 1970.
- BRIDGMAN, P. W. **Studies in large plastic flow and fracture with special emphasis on the effects of hydrostatic pressure**. New York: McGraw-Hill, 1952. 376 p.
- CETLIN, P. R; HELMAN, H. **Fundamentos da conformação**. 2. ed. São Paulo: Artliber Editora, 2013. 260 p.
- DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1981. 653 p.
- DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **Iron and steel: quality standards**. 4th ed. Berlin: Beuth Verlag, 2002. 574 p. (DIN Handbook, 404).
- FURUKAWA, M.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T. G. Review: processing of metals by equal-channel angular pressing. **Journal of Materials Science**, v. 36, n. 2, p. 2835-2843, 2001.
- IWAHASHI, Y.; HORITA, Z.; NEMOTO, M.; LANGDON, T.G. The process of grain refinement in equal-channel angular pressing. **Acta Materialia**, v. 46, n. 9, p. 3317-3331, 1998.
- KAZEMINEZHAD, M. Simulation the ultra-fine microstructure evolution during annealing of metal processed by ECAP. **Computational Materials Science**, v. 43, n. 2, p. 309-312, 2008.
- KUMAR, P.; XU, C.; LANGDON, T. G. The significance of grain boundary sliding in the superplastic Zn–22% Al alloy after processing by ECAP. **Materials Science and Engineering: A**, v. 410-411, p. 447-450, 2005.
- LANGDON, T. G.; FURUKAWA, M.; NEMOTO, M. HORITA, Z. Using equal-channel angular pressing for refining grain size. **JOM**, v. 52, n. 4, p. 30–33, 2000.

MEDEIROS, N. MOREIRA, L. P.; LINS, J. F. C.; GOUVÊA, J. P. Modelagem analítica da extrusão em canais equiangulares. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 5, n. 2, p. 94-99, 2008.

MELO, F. P. S. **ECAP em ligas de alumínio 3004 recicladas**. 2004. 79 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

MENDES FILHO, A. A. *et al.* Severe plastic deformation by equal channel angular pressing: product quality and operational details. **Materials Research**, v. 14, n. 3, p. 335-339, 2011.

ORUGANTI, R. K.; SUBRAMANIAN, P. R.; MARTE, J. S. GIGLIOTTI, M. F.; AMANCHERLA, S. Effect of backpressure and strain rate sensitivity on material flow during equal channel angular extrusion. **Materials Science and Engineering: A**, v. 406, n. 1-2, p. 102-109, 2005.

RAAB, G. J.; VALIEV, R. Z.; LOWE, T. C.; ZHU, Y. T. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP–Conform. **Materials Science and Engineering: A**, v. 382, n. 1-2, p. 30-34, 2004.

RICHMOND, O.; DEVENPECK; M. L. A die profile for maximum efficiency in strip drawing. *In: U.S. NATIONAL CONGRESS OF APPLIED MECHANICS*, 4., 1962, Berkeley, CA. **Proceedings [...]**. New York: ASME, 1962. p. 1053-1057.

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982. 776 p.

RODRIGUES, A. C. O. **Efeito do processo ECAP (equal channel angular pressing) na microestrutura e nas propriedades mecânicas de uma liga comercial de alumínio AA3104**. 2013. 49 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

SANTOS, M. O. **Processamento do cobre por EACI**. 2008. 95 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2008.

SANTOS, L. G. A.; ARAKAWA, B. B.; YAMAKAMI, W. J.; MATSUMOTO, H.; GALLEGOS, J.; RODRIGUES, A. R. ECAP: Otimização do processo via simulação numérica. *In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA*, 7., 2012, São Luis. **Anais [...]**. Rio de Janeiro: ABCM, 2012.

SANTOS, A. P.; AZEVEDO, T. F.; SANTOS, S. V.; SILVA, A. S.; GRIZA, S.; ANDRADE, A. Desenvolvimento de uma matriz para deformação plástica severa via método ECAP. *In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS*, 21., 2014, Cuiabá, MT, Brasil. **Anais [...]**. São Paulo: Metallum Congressos Técnicos e Científicos, 2014. p. 6420-6428.

SCHAEFFER, L. **Conformação mecânica**. 2. ed. Porto Alegre: Imprensa Livre Editora, 2004. 85 p.

SEGAL, V. M. Materials processing by simple shear. **Materials Science and Engineering: A**, v. 197, n. 2, p. 157-164, 1995.

SEGAL, V. M. Equal channel angular extrusion: from macromechanics to structure formation. **Material Science & Engineering**, v. A271, p. 322-333, May 1999.

SEMIATIN, S. L., DELO, D. P., SHELL, E. B. The effect of material properties and tooling design on deformation and fracture during equal channel angular extrusion. **Acta Materialia** v. 48, n. 8, p. 1841–1851, 2000.

SILVA JÚNIOR, G. **Estudo da influência do processo ECAP (Equal Channel Angular Pressing) nas propriedades mecânicas e características microestruturais do aço SAE 1020**. 2017. 144 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2017.

VALIEV, R. Z., IVANISENKO, Y. V., RAUNCH, E. F., BAUDELET, B. Structure and deformation behavior of ARMCO iron subjected to severe plastic deformation. **Acta Materialia**, v. 44, n. 2, p. 4705-4712, 1996.

VALIEV, R. Z.; ISLAMGALIEV, R. K.; ALEXANDROV, I. V. Bulk of nanostructured materials from severe plastic deformation. **Progress Materials Science**, v. 45, n. 2, p. 103-189, 2000.

WANG, S.; LIANG, W.; WANG, Y.; BIAN, L.; CHEN, K. A modified die for equal channel angular pressing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 6, p. 3182-3186, 2009.

WU, Y.; BAKER, I. An experimental study of equal channel angular extrusion. **Scripta Materialia**, v. 37, n. 4, p. 437-442, 1997.