

## **INFLUÊNCIA DO ATRITO NO GRADIENTE MICROESTRUTURAL DETERMINADO VIA MEF DURANTE O RECALQUE A QUENTE DE UM CILINDRO DE AÇO**

A. L. B. de Souza (1); O. Balancin (2)

(1) Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia de Materiais, UFSCar

(2) Departamento de Engenharia de Materiais, UFSCar, São Carlos, SP, Brasil

e-mail: [lourencobatista@hotmail.com](mailto:lourencobatista@hotmail.com)

### **RESUMO**

*Este trabalho tem como objetivo estudar a influência do atrito no comportamento plástico e na evolução microestrutural do aço AISI 1045 durante o recalque a quente de um cilindro com diâmetro de 600 mm e altura de 1000 mm. As simulações do processamento metalúrgico foram feitas por meio do método de elementos finitos utilizando-se o software DEFORM<sup>TM</sup>3D. Com esta metodologia foram descritos os gradientes de temperatura, de deformação e de taxa de deformação e calculada a carga de forjamento. Também, com o auxílio do software foram modelados e calculados os vários mecanismos de recristalização e a evolução do tamanho de grão. Os resultados mostram que o aumento do atrito ferramenta/material tem forte influência nos gradientes de deformação e microestrutural, gerando gradientes de tamanho de grão no produto processado.*

Palavras-chave: Simulação computacional; Evolução microestrutural; Atrito; Forjamento.

### **1 INTRODUÇÃO**

No cenário econômico mundial das últimas décadas, a competitividade industrial tornou-se bastante intensa, devido à pressão por menores custos, maior

qualidade dos produtos e maior proteção ao meio ambiente. Dessa forma, surgiu a necessidade de maiores investimentos em tecnologia com a finalidade de racionalização da produção industrial, gerando menos desperdício de materiais, economia de energia envolvida nos processos e aumento da produtividade, tornando os produtos mais competitivos no mercado. Dentro desse contexto, o avanço da tecnologia dos computadores tem permitido o desenvolvimento de softwares capazes de simular processos industriais. Algumas vantagens do uso desses programas são a possibilidade de analisar o comportamento de um material dentro de um dado processo, prever possíveis defeitos que podem ocorrer, bem como estudar a influência de cada parâmetro no processo.

A simulação numérica consiste em se reproduzir virtualmente o processo. Para isto torna-se necessário: o conhecimento detalhado das operações realizadas, o comportamento plástico do material, o comportamento microestrutural do material, a evolução da geometria das ferramentas e as interações ferramenta/material, além de métodos de cálculos adequados<sup>(1)</sup>. O conhecimento e controle da cinética dos fenômenos que ocorrem durante o processamento mecânico a quente como a recristalização, a precipitação e o crescimento de grão são mandatórios para o refinamento do tamanho dos grãos, o qual é um parâmetro que determina as propriedades dos produtos semiacabados. Sendo assim, é recomendável que se conheçam os fenômenos metalúrgicos que podem ocorrer quando se define um processo de deformação a quente<sup>(2)</sup>.

O atrito na interface ferramenta/material influencia o fluxo de metal na zona de deformação, a formação de defeitos, o estado de tensão que age sobre as matrizes e os valores de carga aplicada. Como a força de atrito é superficial, podem-se esperar gradientes de deformação e microestruturais no produto conformado, uma vez que os sólidos não transmitem integralmente os esforços recebidos. Valores do fator de atrito na faixa de 0,7 a 1 são indicados para simulações de conformação a quente, quando nenhum lubrificante é utilizado. No caso da utilização de lubrificantes, são indicados valores na faixa de 0,1 a 0,3<sup>(3)</sup>.

Embora o atrito seja um parâmetro importante no processamento metalúrgico, pouco se conhece sobre a sua influência nos gradientes microestruturais durante a conformação mecânica a quente. O objetivo deste trabalho foi investigar o efeito do atrito nos comportamentos plástico e microestrutural de um aço AISI 1045 simulando o recalque por forjamento a quente de um cilindro com diâmetro de 600 mm e altura

de 1000 mm. A realização da simulação computacional gera imagens indicando os valores dos parâmetros em estudo em um número significativo de posições dentro da peça deformada e assim, os gradientes dos principais fatores que determinam o comportamento plástico e microestrutural do material em questão.

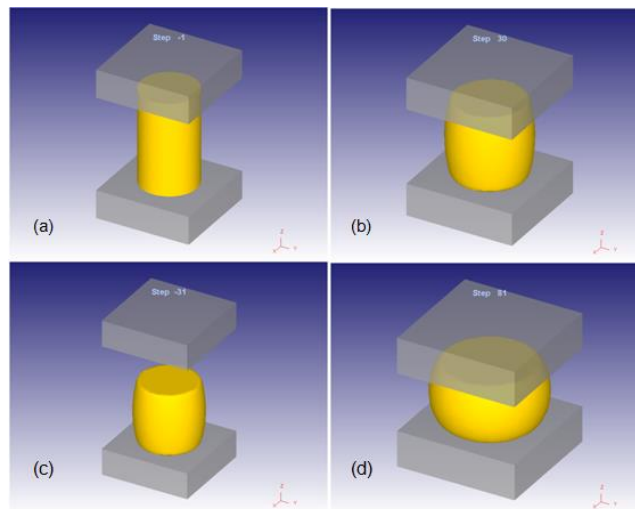
## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho, utilizou-se o software de simulação numérica DEFORM<sup>TM</sup>3D versão 10.1 para analisar o recalque por forjamento a quente de um cilindro de aço. O material escolhido foi o aço AISI 1045, que é um aço médio carbono frequentemente utilizado em componentes de grande porte fabricados via forjamento a quente em matriz aberta.

O comportamento plástico do material foi determinado por meio de simulação física, levantando-se curvas de escoamento plástico, replicando as condições de deformação (temperatura e taxa de deformação) do processamento industrial. Com as curvas de escoamento determinou-se a equação constitutiva do material. A evolução microestrutural durante o forjamento a quente foi descrita por equações apresentadas na literatura<sup>(4,5)</sup>, sendo a cinética de recristalização descrita pelo modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov. O coeficiente de troca de calor entre os objetos foi definido em  $5 \text{ N.s}^{-1}.\text{mm}^{-1}.\text{°C}^{-1}$ ; o coeficiente de convecção em  $0,02 \text{ N.s}^{-1}.\text{mm}^{-1}.\text{°C}^{-1}$ . Esta modelagem foi utilizada e validada em simulações do forjamento de um gancho bola<sup>(6)</sup> e da laminação de tiras a quente<sup>(1)</sup> realizadas anteriormente.

No processo analisado, foi utilizado um cilindro de seção transversal circular com diâmetro de 600 mm e altura de 1000 mm. Foram utilizadas matrizes planas com 1000 mm de largura, 1000 mm de comprimento e 300 mm de altura. A velocidade adotada para a matriz superior foi de 50 mm/s, sendo que a matriz inferior não se movia durante todo o processamento. O cilindro foi reaquecido a 900°C para sua austenitização e início do trabalho a quente. Embora na prática industrial sejam utilizadas temperaturas maiores, esta temperatura foi escolhida para a simulação, pois as cinéticas de recristalização e de crescimento de grãos são mais lentas e assim mais fáceis de serem acompanhadas. A microestrutura inicial foi considerada uniforme com tamanho médio dos grãos igual a 100 µm. A temperatura inicial da matriz foi definida em 200°C. A temperatura ambiente foi definida em 30°C.

No processo de recalque analisado, o cilindro foi deformado em dois passes com redução de altura de 30% em cada passe e tempo de espera entre passes de 30s. No intervalo entre deformações, a matriz superior foi levantada 500 mm em relação ao topo do cilindro, que permaneceu sobre a matriz inferior. O planejamento do processo está ilustrado na Figura 1.



**Figura 1.** Ilustração indicando as etapas do processo. (a) início da primeira deformação; (b) fim da primeira deformação de 30%; (c) repouso de 30 segundos; (d) fim da segunda deformação de 30%.

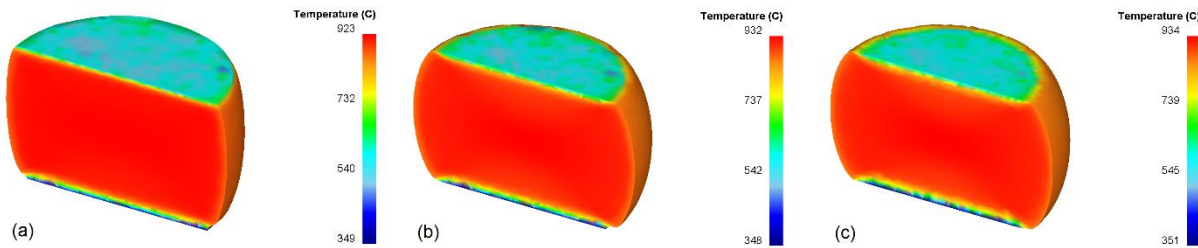
Foram realizadas três simulações idênticas, exceto pelo valor do fator de atrito cisalhante ( $m$ ), sendo escolhido um valor para representar o processo sem uso de lubrificantes ( $m=0,7$ ), um para um processo com uso de lubrificantes ( $m=0,3$ ) e um com fator de atrito igual a zero ( $m=0$ ). Sabe-se que, no processo real de conformação, a condição de atrito nulo é impraticável. Entretanto, para fins de simulação e para o objetivo deste trabalho, essa opção é viável.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Temperatura

A temperatura do cilindro ao final do processo pode ser observada na Figura 2. Como era de se esperar, o nível de atrito praticamente não influencia na temperatura do cilindro. A evolução da temperatura é mais influenciada pelos coeficientes de troca de calor entre o cilindro e as matrizes e entre o cilindro e o

meio ambiente, sendo que esses coeficientes são iguais para as três simulações realizadas.

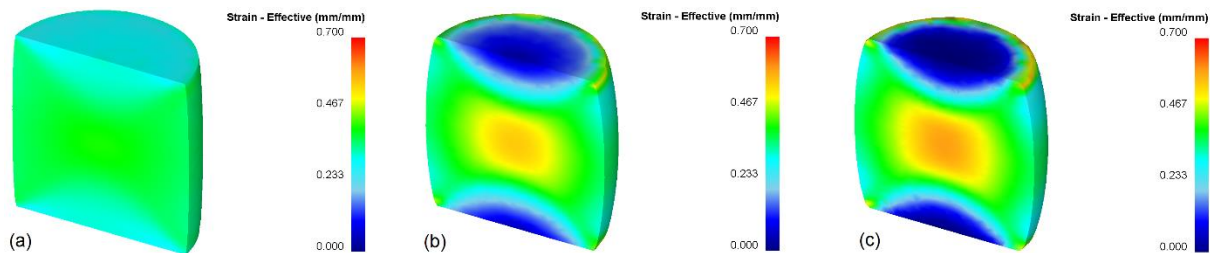


**Figura 2.** Perfis de temperatura do cilindro ao final do processo para diferentes valores do fator de atrito: (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,3$ ; (c)  $m=0,7$ .

Verifica-se que a perda de calor no cilindro é maior nas regiões em contato com as matrizes, pois a temperatura inicial do cilindro é de  $900^{\circ}\text{C}$  e das matrizes  $200^{\circ}\text{C}$ . O topo do cilindro, que fica em contato com a matriz superior, apresenta temperaturas na faixa de  $600\text{-}700^{\circ}\text{C}$ . Já a base do cilindro apresenta temperatura na faixa de  $400\text{-}500^{\circ}\text{C}$ , pelo fato de ficar mais tempo em contato com a matriz inferior durante o intervalo entre as deformações. Todavia, a perda de calor na superfície lateral do cilindro é de aproximadamente  $50^{\circ}\text{C}$ .

### 3.2 Deformação

Na Figura 3 é mostrado os resultados obtidos para a deformação efetiva ao final da primeira deformação de 30%.

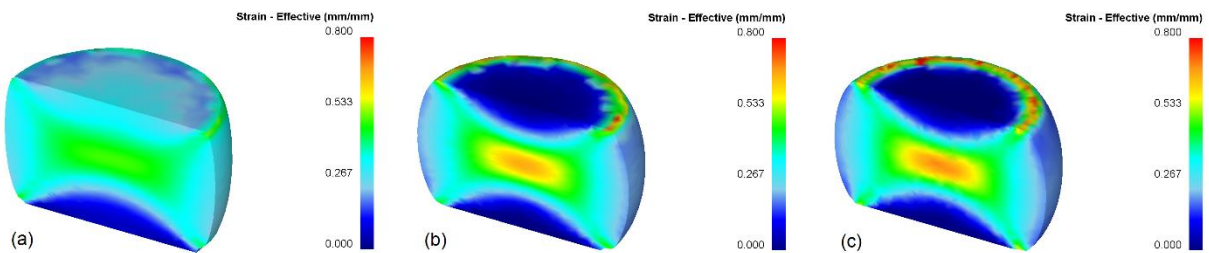


**Figura 3.** Deformação efetiva ao final da primeira deformação de 30% para diferentes níveis de atrito: (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,3$ ; (c)  $m=0,7$ .

Nota-se que, à medida que o fator de atrito aumenta, o perfil de deformação efetiva torna-se mais heterogêneo. No caso de atrito nulo (Figura 3(a)), a deformação é praticamente homogênea, com valores de aproximadamente 0,4 em toda a região central do cilindro e valores na faixa de 0,3 nas regiões próximas à superfície. Nos casos em que o atrito não é nulo, a presença do atrito entre o metal e as matrizes intensifica a formação das chamadas zonas de “fluxo restringido”,

localizadas nas regiões logo abaixo da matriz superior e acima da matriz inferior. Essas regiões agem como “falsas matrizes”, contribuindo para uma maior deformação do metal na região central do cilindro e para um perfil heterogêneo de deformação.

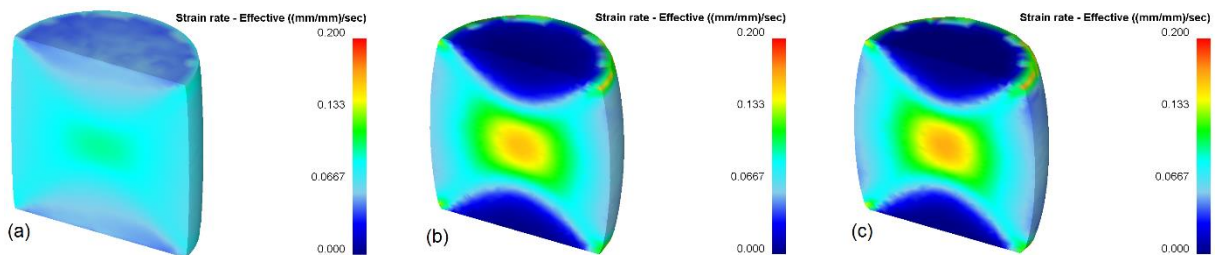
Na Figura 4 é mostrado os resultados obtidos para a deformação efetiva ao final da segunda deformação de 30% sofrida pelo cilindro. De modo geral, o comportamento da distribuição de deformação ao final do segundo passe é bem semelhante àquela obtida ao final do primeiro passe.



**Figura 4.** Deformação efetiva ao final da segunda deformação de 30% para diferentes valores do fator de atrito. (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,3$ ; (c)  $m=0,7$ .

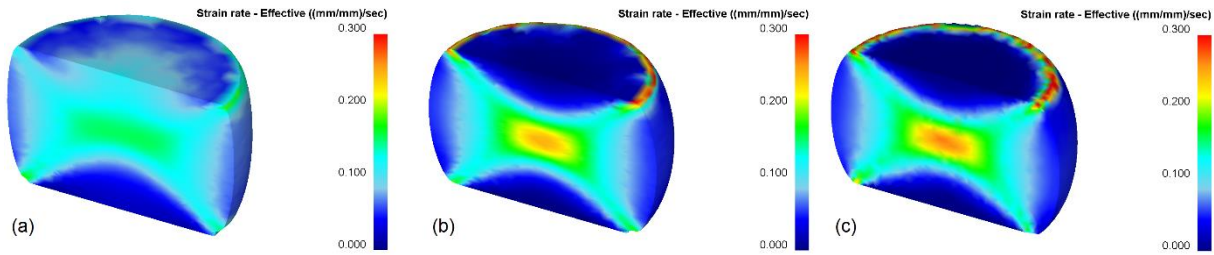
### **3.3 Taxa de Deformação**

A taxa de deformação ao final da primeira deformação de 30% pode ser vista na Figura 5.



**Figura 5.** Taxa de deformação ao final da primeira deformação de 30% para diferentes níveis de atrito: (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,3$ ; (c)  $m=0,7$ .

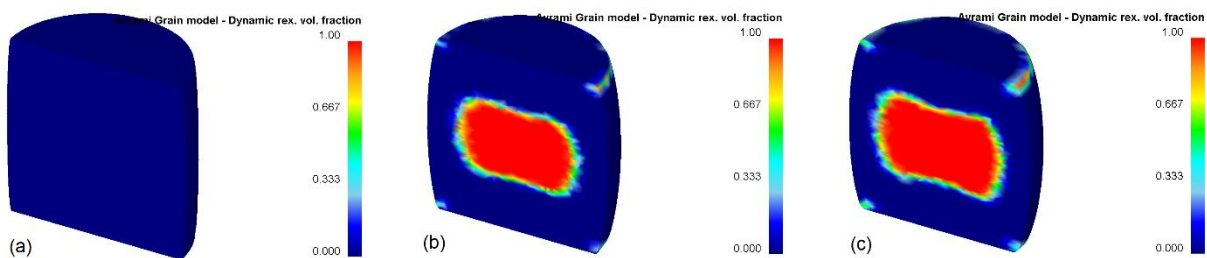
Observa-se que a taxa de deformação segue a mesma evolução da deformação de acordo com a variação do fator de atrito, ou seja, quanto maior o valor do fator de atrito, maior a heterogeneidade do perfil apresentado. Todavia, para qualquer condição, são observados valores relativamente baixos para a taxa de deformação ao longo do processo. O mesmo comportamento é observado na segunda etapa de deformação de 30% (Figura 6).



**Figura 6.** Taxa de deformação ao final da segunda deformação de 30% para diferentes níveis de atrito: (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,3$ ; (c)  $m=0,7$ .

### 3.4 Fração Volumétrica Recristalizada

Na Figura 7 são apresentadas as frações volumétricas recristalizadas dinamicamente (DRX) ao final da primeira deformação de 30% imposta ao cilindro. Comparando-se a Figura 7 com a Figura 3, pode-se observar que a recristalização dinâmica ocorreu exatamente nas regiões que apresentaram maiores valores para a deformação efetiva. Isso significa que, nestas regiões, a deformação local foi superior à deformação crítica necessária para o início da DRX, e, nos locais onde a fração recristalizada atingiu 100%, a deformação local foi suficientemente grande. Inversamente, nas regiões onde não ocorreu a DRX, a deformação local não superou a deformação crítica.

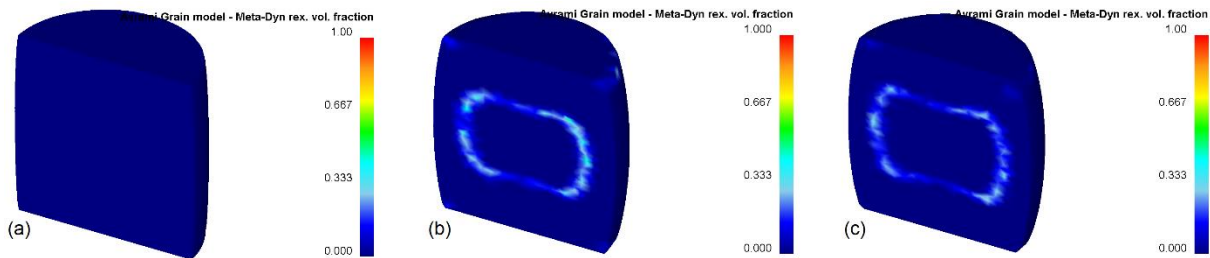


**Figura 7.** Frações de DRX ao final da primeira deformação de 30% para diferentes valores do fator de atrito ( $m$ ). (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,3$ ; (c)  $m=0,7$ .

Analisando-se os resultados obtidos, nota-se que, de maneira geral, o aumento do fator de atrito gera um aumento de DRX nas regiões centrais do cilindro, uma vez que com o aumento do atrito também são maiores os valores de deformações obtidos nesses locais. Vale ressaltar a ausência de DRX ao final da primeira deformação para o caso de atrito nulo.

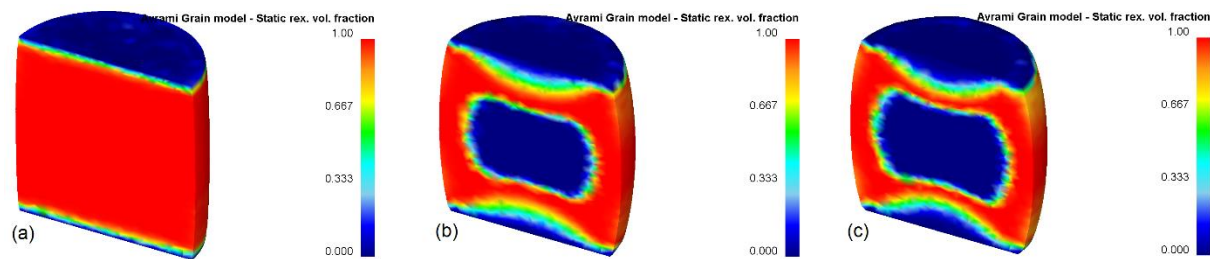
Na Figura 8 são mostradas as frações volumétricas recristalizadas metadinamicamente (MDRX) decorridos os 30 segundos de repouso do cilindro no intervalo entre passes. Comparando-se a Figura 8 com a Figura 7, observa-se que a MDRX está diretamente relacionada às regiões nas quais ocorreu a DRX e que a

fração recristalizada dinamicamente não atingiu 100%. No caso de atrito nulo, não houve MDRX uma vez que não ocorreu a DRX para esta situação.



**Figura 8.** Frações de MDRX depois de decorridos 30 segundos de repouso do cilindro para diferentes níveis de atrito. (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,3$ ; (c)  $m=0,7$ .

Na Figura 9 é mostrado as frações volumétricas recristalizadas estaticamente (SRX) decorridos os 30 segundos de repouso do cilindro no intervalo entre passes.



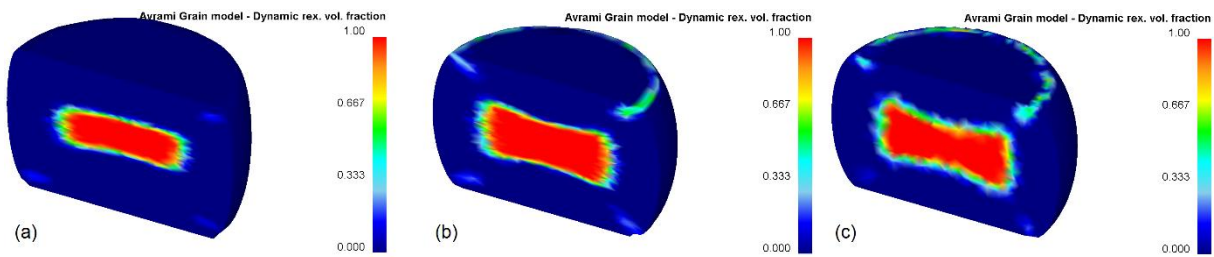
**Figura 9.** Frações volumétricas de SRX após 30 segundos de repouso do cilindro para diferentes níveis de atrito: (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,3$  e (c)  $m=0,7$

Comparando-se a Figura 9 com a Figura 7, pode ser observado facilmente que a recristalização estática consome preferencialmente as regiões nas quais a recristalização dinâmica não ocorreu. Isso significa que, nestas regiões, a deformação local foi superior à deformação crítica necessária para o início de SRX, mas não suficiente para ocorrer a DRX. Nos locais onde a SRX atingiu 100%, o tempo decorrido após a deformação foi suficientemente grande para que a SRX se completasse. Vale ressaltar que, no caso de atrito nulo, a SRX atingiu o valor de 100% em praticamente todo o cilindro.

Também deve ser notado que nas zonas de fluxo restringido não há ocorrência de DRX nem de SRX, pois são regiões com baixíssimas deformações; a deformação crítica para a ocorrência de tais fenômenos não é atingida nessas regiões.



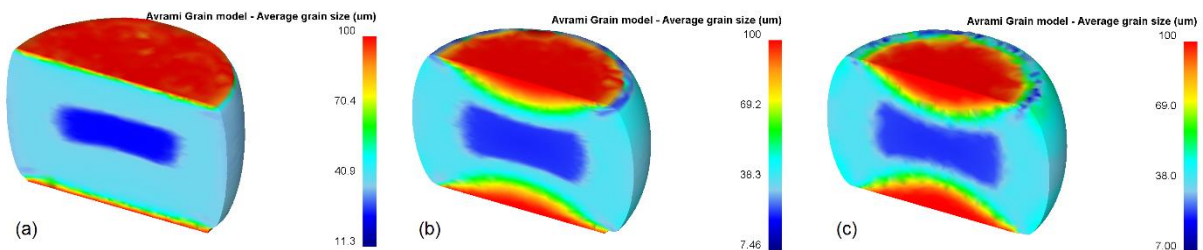
Similarmente à primeira deformação de 30%, observa-se a ocorrência de DRX durante a segunda deformação imposta ao cilindro. As frações recristalizadas dinamicamente podem ser visualizadas na Figura 10. Novamente, comparando a Figura 10 com a Figura 4, verifica-se a ocorrência de DRX nas regiões que apresentaram maiores valores para a deformação efetiva, indicando que nesses locais a deformação superou o valor da deformação crítica necessária para o início de DRX.



**Figura 10.** Frações de DRX ao final da segunda deformação de 30% para diferentes valores do fator de atrito (m). (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,3$ ; (c)  $m=0,7$

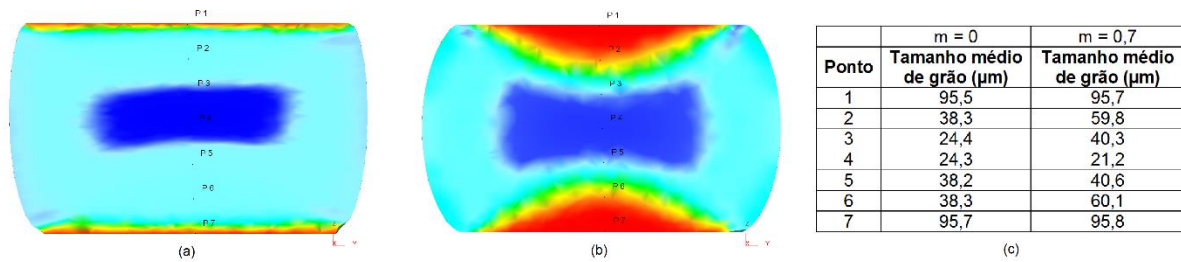
### 3.6 Tamanho Médio de Grão

Na Figura 11 são apresentados os resultados obtidos para o tamanho médio de grão ao final do processo. Observa-se um perfil mais heterogêneo ao longo da seção transversal do cilindro de acordo com o aumento do fator de atrito, devido à presença de zonas de fluxo restringido, nas quais não ocorre nenhum mecanismo de recristalização durante todo o processo estudado. Além disso, verifica-se a ocorrência de maior refino de grão nas regiões onde ocorreu a DRX.



**Figura 11.** Tamanho médio de grão ao final do processo para diferentes níveis de atrito. (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,3$ ; (c)  $m=0,7$ .

Comparando os dois casos extremos deste estudo,  $m=0$  e  $m=0,7$ , ao longo da seção transversal, partindo do topo para a base do cilindro, observa-se que, no caso de atrito nulo, existe uma maior homogeneidade no tamanho médio de grão (Figura 12).



**Figura 12.** Vista frontal da seção transversal do cilindro ao final do processo mostrando o tamanho médio de grão para diferentes pontos (a)  $m=0$ ; (b)  $m=0,7$ ; (c) tabela com os valores obtidos.

Para  $m=0$ , nas regiões logo abaixo e acima das superfícies do cilindro, ocorre uma rápida queda no valor do tamanho de grão, o que indica a ocorrência de refino de grão nesses locais, atingindo valores próximos a  $38 \mu\text{m}$ . Nas regiões centrais do cilindro, o refino de grão é ainda maior, sendo observados valores próximos a  $24 \mu\text{m}$ . Já no caso em que  $m=0,7$ , verifica-se um perfil mais heterogêneo para o tamanho médio de grão ao longo da seção transversal do cilindro. Nas regiões logo acima e abaixo das superfícies do cilindro, observa-se um tamanho médio de grão na faixa de  $95 \mu\text{m}$ , indicando a ausência de refino de grão nesses locais, devido a não ocorrência de recristalização nas zonas de fluxo restringido. Na medida em que vai se aproximando do centro do lingote, o tamanho médio de grão vai diminuindo gradativamente, atingindo valores na faixa de  $60 \mu\text{m}$ ,  $40 \mu\text{m}$  e, finalmente,  $21 \mu\text{m}$  no centro do cilindro.

#### 4 CONCLUSÕES

Os resultados mostram que o aumento do nível do atrito ferramenta/material altera de forma significativa o comportamento plástico e a evolução microestrutural do material durante o forjamento a quente. A evolução da forma do cilindro depende do atrito, sendo que o embojamento é sensível ao nível de atrito. À medida que o fator de atrito aumenta, o perfil de deformação efetiva torna-se mais heterogêneo, criando zonas de fluxo restringido próximo às ferramentas. O perfil de taxas de deformação tem um comportamento semelhante. A evolução microestrutural é bastante sensível ao nível de atrito alterando a cinética de recristalização durante o forjamento. E como consequência observam-se perfis de distribuição de tamanho de

grão, em uma mesma etapa, com a presença simultânea de grãos não recristalizados, parcialmente recristalizados e totalmente recristalizados.

## **5 AGRADECIMENTOS**

Os autores agradecem ao suporte financeiro dado pela Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Capes.

## **6 REFERÊNCIAS**

1. SOUZA, A. L. B.; CANTO, R. B.; BALANCIN, O. Laminação a quente: Simulação numérica acoplada com a evolução microestrutural. Revista ABM – Metalurgia, Materiais & Mineração, v.70, p.499-503.
2. GORNI, A. A.; SILVA, M. R. S. Modelamento da evolução microestrutural durante a laminação de tiras a quente de aços microligados ao nióbio. In: 49º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 2012, p.703-712.
3. KOBAYASHI, S.; OH, S. I.; ALTAN, T. Metal forming and the finite-element method. New York: Oxford University Press, 1989.
4. HODGSON, P.; GIBBS, R. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels. ISIJ international, v.32, n.12, p.1329-1338, 1992.
5. SENUMA, T.; YADA, H. Microstructural evolution of plain carbon steels in multiple hot working. In Proceedings of the Riso International Symposium on Metallurgy and Materials Science, 7th; 1986; RISO National Laboratory, Roskilde, Dinamarca, p.547-552.
6. MORAES, A. L. I.; BALANCIN, O. Numerical Simulation of Hot Closed Die Forging of a Low Carbon Steel Coupled with Microstructure Evolution. Materials Research, v.18, n.1, p.92-97, 2015.

## **INFLUENCE OF FRICTION ON THE MICROSTRUCTURE EVOLUTION DURING HOT UPSETTING OF A STEEL CYLINDER DETERMINED BY FEM**

### **ABSTRACT**

The aim of this work was to study the role of the level of friction between tools and workpiece on the plastic behavior and microstructure evolution of the AISI 1045 steel during hot deformation of a cylinder with diameter of 600 mm and height of 1000 mm. The metallurgical processing was simulated by the finite elements method using the software DEFORM<sup>TM</sup>3D. The applied load, temperature, deformation and strain rate gradients, recrystallized volume fraction, and grain size distribution were determined using this technique. The data attained shown that the level of friction between tools and material has strong influence on the deformation and microstructure gradients, creating large grain size heterogeneities.

Keywords: Computational simulation; Microstructure evolution; Hot forging; Friction