NOVO MODELO DE NUCLEAÇÃO EM PARTÍCULAS APLICADO A INCLUSÕES NÃO METÁLICAS NOS AÇOS *

André Luiz Moraes Alves[1]
Guilherme Dias da Fonseca[1]
Felipe da Silva Siqueira[3]
Aline Cristine Lemos Duarte[2]
Harison da Silva Ventura[2]
Weslley Luiz da Silva Assis[4]
Paulo Rangel Rios[4]

Resumo
Recentemente, Alves *et. al.*desenvolveram um novo modelo analítico válido para PSN, bem como para transformações por nucleação e crescimento nas quais os núcleos estão localizados na interface de partículas esféricas.Desse modo, esse trabalho realiza simulações computacionais em 3D, pelo método do cone causal,de transformações de fase e recristalização em que a nucleação da nova fase ocorre na interface de inclusões não metálicas e aplica a esses casos o novo modelo analítico de Alves *et. al*. As inclusões não metálicas consideradas foram as presentes nos aços e, segundo a norma ASTM-E45, dos tipos: A (Sulfeto), B (Alumina), C (Silicato) e D (Óxido).As simulações foram comparadas diretamente com o novo modelo de Alves *et. al.* e concluiu-se que ambospodem ser utilizados no modelamento dessas transformações e que o novo modelo analítico pode ser bem aplicado a esses casos apenas se conhecendo o S_V e o raio médio das inclusões não metálicas, o que pode ser medido facilmente pelo experimentalista.
Palavras-chave:Transformações de Fase; Recristalização; Nucleação em Partículas; Simulação Computacional.

NEW MODEL FOR NUCLEATION ON PARTICLES APPLIED TO NON-METALLIC INCLUSIONS IN STEELS

Abstract
Recently, Alves *et. al.* have developed a new analytical model valid for PSN as well as for nucleation and growth transformations in which nuclei are located at the interface of spherical particles. Thus, this work aims to perform 3D computational simulations, by the causal cone method, of phase transformations and recrystallization in which the nucleation of the new phase occurs at the interface of non-metallic inclusions and applies to these cases the new analytical model of Alves *et. al.* The non-metallic inclusions considered were those present in steels and, according to the ASTM-E45 standard, of the types: A (Sulfide), B (Alumina), C (Silicate) and D (Oxide). The simulations were compared directly with the new model of Alves *et. al*. It was concluded that both can be used in the modeling of these transformations. The new analytical model can be well applied to these cases with parameters that can be easily measured by the experimentalist. The S_V and the average radius of the non-metallic inclusions.
Keywords: Phase Transformations; Recrystallization; Nucleation onParticles; Computer simulation.

[1] *Engenharia Metalúrgica, Doutorando, estudante, Universidade Federal Fluminense, Núcleo de Modelamento Microestrutural, UFF-EEIMVR, Sala C87, Av. dosTrabalhadores, 420,CEP 27255-125, Vila Santa Cecília, Volta Redonda, RJ, Brasil.*

[2] *Engenharia Metalúrgica, Mestrando, estudante, Universidade Federal Fluminense, Núcleo de Modelamento Microestrutural, UFF-EEIMVR, Sala C87, Av. dosTrabalhadores, 420,CEP 27255-125, Vila Santa Cecília, Volta Redonda, RJ, Brasil.*

[3] *Engenharia Metalúrgica,Graduando, estudante, Universidade Federal Fluminense, Núcleo de Modelamento Microestrutural, UFF-EEIMVR, Sala C87, Av. dosTrabalhadores, 420,CEP 27255-125, Vila Santa Cecília, Volta Redonda, RJ, Brasil.*

[4] *Engenharia Metalúrgica, Doutor, professor, Universidade Federal Fluminense, Núcleo de Modelamento Microestrutural, UFF-EEIMVR, Sala C87, Av. dos Trabalhadores, 420, CEP 27255-125, Vila Santa Cecília, Volta Redonda, RJ, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

Os trabalhos de Johnson e Mehl[1], Kolmogorov[2] e Avrami[3], conhecidos como JMAK, são a base do modelo largamente empregado no modelamento das transformações por nucleação e crescimento. A esse modelo também se dá o nome de cinética formal. O modelo de JMAK foi idealizado ainda nos anos 1930 e até a atualidade já foi revisitado por vários pesquisadores que o generalizou de várias formas[4–6].

Claro é que nas transformações por nucleação e crescimento, uma das etapas mais importantes, se não a mais importante, é a etapa da nucleação. Nesse trabalho considerou-se a transformação em que a nucleação da nova fase ocorreu na interface de inclusões não metálicas que são comumente encontradas em aços. Buscou-se reportar os casos explícitos na norma ASTM-E45[7], assim as inclusões não metálicas consideradas foram: Tipo A (Sulfeto), Tipo B (Alumina), Tipo C (Silicato) e Tipo D (Óxido). Em todos os casos buscou-se reproduzir a classificação da ASTM-E45[7] de série grossa, e severidade de nível 3, considerando-se a geometria das inclusões como aquelas reportadas em produtos submetidos a laminação.

A nucleação em partículas pode ocorrer em vários casos, do ponto de vista da teoria clássica de nucleação ela pode ser considerada como uma nucleação heterogênea, que por sua vez tem vantagens físicas com relação à nucleação homogênea. A vantagem da nucleação heterogênea ocorre, pois, a barreira energética para a nucleação nesse caso é menor, e também pelo fato do volume do novo núcleo ser menor, apesar de mantido o seu raio crítico.

Bott e Rios[8] empregando os conceitos clássicos de nucleação, estudaram a efetividade que as inclusões não metálicas esféricas tem ao agirem como sítios de nucleação para a ferrita acicular em metal de solda. Eles adotaram o conceito de nucleação heterogênea para a nucleação nas partículas não metálicas e demostraram que inclusões maiores são mais efetivas na nucleação da ferrita acicular do que as pequenas, uma vez que quanto maior as inclusões, mais heterogênea se torna a nucleação.

Em se tratando de recristalização, a complexidade das subestruturas geradas pela deformação deve ser considerada. Quando ocorre deformação no material, a partícula causa um efeito na região do seu entornoo que, em muitos casos favorece a nucleação. Esse fenômeno é bem conhecido por nucleação estimulada pela partícula, do inglês, "*ParticleStimulatedNucleation*", PSN e é objeto de estudo de diversos pesquisadores[9–11]. O PSN é de grande interesse em recristalização uma vez que núcleos que surgem por PSN tem a tendência de possuírem textura aleatória, em contrapartida núcleos que surgem fora dessa região apresentam componentes de textura[12–14]. Vale observar que o PSN não é o único mecanismo para a nucleação em recristalização, a presença de outros sítios também pode ocorrer, como por exemplo os contornos de grão[15].

Zhang *et al.*[16] fizeram um estudo em 2D e em 3D da ocorrência do PSN em uma liga de Al. Eles encontraram significativas diferenças a respeito dos dados obtidos da transformação quando a análise passou de 2D para 3D. Assim, evidenciaram que pode haver interpretações equivocadas ao se analisar em 2D visto que as partículas se estendem pela seção transversal à seção 2D em análise.

Cock*et al.*[14] propuseram um modelo para a recristalização de aço baixo carbono laminado a frio com a presença de precipitados, baseando-se na teoria de JMAK. As partículas de cementita neste material agem como sítios para a nucleação

dos grãos recristalizados, ocorrendo o PSN. Segundo os autores seu modelo foi razoavelmente bom ao predizer a fração volumétrica recristalizada dos casos estudados, mas que ele ligeiramente subestima o efeito de partículas grandes e superestima o efeito de partículas pequenas.

Alves *et. al.*[17], baseando-se em JMAK, desenvolveram um modelo analítico empregando conceitos de geometria estocástica para transformações por nucleação e crescimento nas quais os núcleos estão localizados na interface das partículas de segunda fase. Seu modelo analítico é válido para PSN durante a recristalização, bem como para transformações de fase que tenham a nucleação na interface de precipitados previamente existentes. Este novo modelo emprega a saturação de sítios e é capaz de modelar a curva da cinética ao longo de toda a transformação.

Porém, ainda que se adote os modelos analíticos para o modelamento dessas transformações, para a obtenção das possíveis microestruturas que o material pode apresentar, se faz necessário o uso das simulações computacionais.Desse modo, esse trabalho realiza simulações em 3D, pelo método do cone causal, de recristalização ou transformações de fase por nucleação e crescimento, nas quais a nucleação da nova fase se dá na interface de inclusões não metálicas que são comumente encontradas em aços e aplica a esses casos o novo modelo analítico de Alves *et. al.*[17]. As simulações foram comparadas diretamente com o novo modelo de Alves *et. al.*[17]e ao modelo JMAK,assim, pode-se garantir que as simulações e o novo modelo analítico podem ser utilizadas no modelamento dessas transformações.

2 MODELO ANALÍTICO PARA TRANSFORMAÇÕES COM NUCLEAÇÃO NA INTERFACE DE PARTÍCULAS

O modelo clássico de JMAK obtém a fração volumétrica transformada em função do tempo de transformação levando em consideração que os núcleos estejam distribuídos no espaço de maneira uniformemente aleatória. Porém na prática nem todas as situações atendem essa condição, por isso vários pesquisadores buscam generalizar o modelo de JMAK para situações mais complexas. O trabalho clássico de Cahn[4] foi um dos primeiros a tratar do assunto.

Também generalizando o modelo JMAK,Alves *et. al.*[17], desenvolveram uma expressão exata para o caso da nucleação na interface de partículas esféricas. Para tal, eles utilizaram as seguintes considerações: as partículas devem estar aleatoriamente distribuídas na matriz, e a nucleação deve ocorrer por saturação de sítios e na superfície dessas partículas. Essa nucleação na superfície das partículas também é aleatória e segue a distribuição de Poisson homogênea[18] com uma média de núcleos por unidade de área de partículas. Por conveniência, mostra-se nesse trabalho as Equações 1 e 2, para a cinética da transformação retiradas de Alves *et. al.*[17].

Para $0 \leq t \leq 2R/G$

$$V_V(t) = 1 - \exp\left(-\lambda\left[4\pi \int_R^{Gt+R}\left\{1 - \exp\left(-\frac{c}{4\pi R^2}\, 2\pi R\left(R - \frac{\rho^2 + R^2 - G^2t^2}{2\rho}\right)\right)\right\}\rho^2\right.\right. \quad (1)$$

Para $t > 2R/G$

$$V_V(t) = 1 - \exp\left(-\lambda\left[(1 - e^{-c})\frac{4}{3}\pi((Gt - R)^3 - R^3) + 4\pi\int_{Gt-R}^{Gt+R}\left\{1 - \exp\left(-\frac{c}{4\pi R^2}\,2\pi R\left(R - \frac{\rho^2 + R^2 - G^2t^2}{2\rho}\right)\right)\right\}\rho^2\,d\rho\right]\right) \quad (2)$$

Onde: *G* é a velocidade de crescimento, *R* é o raio da partícula, *t* é o tempo da transformação, *c* é a média de núcleos por unidade de área da partícula e λ é o número de partículas por unidade de volume.

Derivando-se as Equações 1 e 2, encontra-se a área superficial entre material transformado e não transformado por unidade de volume, S_V.

3 METODOLOGIA

Para as simulações desse trabalho considerou-se uma matriz cúbica de 300 x 300 x 300 células, também cúbicas. Simulou-se a transformação de uma fase inicial que contém inclusões não metálicas, denominada matriz, em uma outra fase, porém os núcleos dessa nova fase surgiram na superfície das inclusões não metálicas.

Objetivou-se a nucleação de 1 núcleo por inclusão, porém o novo modelo de Alves *et. al.*[17], não considera que haja "*impingement*" entre as partículas, logo para se manter o número de núcleos por unidade de área das partículas, N_A, constante, assim como no modelo analítico, fez-se necessário calcular, com base no S_V das inclusões simuladas o verdadeiro número de núcleos que foram inseridos em cada simulação, assim, um número de núcleos *N*, foi predefinido. Ressalta-se que essa nucleação ocorreu por saturação de sítios e seguiu a distribuição de Poisson homogênea na área superficial das inclusões, ou seja, com essa condição podem haver inclusões com mais de um núcleo e inclusões sem nenhum núcleo.

Com o objetivo de simular um espaço amostral infinito, adotou-se condições de contorno periódicas em todas as direções da matriz cúbica. A velocidade de crescimento, *G*, foi adotada constante e igual ao incremento de 1 célula unitária.

As inclusões geradas foramuniformemente distribuídas na matriz e cresceram, cada uma com a forma geométrica específica, até atingirem o tamanho médio desejado, ressalta-se que cada inclusão é independente, sendo assim podem haver inclusões maiores e menores na mesma matriz.

Como foi dito na introdução buscou-se nesse trabalho reportar os casos explícitos na norma ASTM-E45[7], assim as inclusões não metálicas consideradas para as simulações foram: Tipo A (Sulfeto), Tipo B (Alumina), Tipo C (Silicato) e Tipo D (Óxido). Em todos os casos buscou-se reproduzir a classificação de série grossa, e severidade de nível 3, considerando-se a geometria das inclusões como aquelas reportadas em produtos que foram submetidos a laminação. A relação de tamanho e quantidade de inclusões adotadas nas simulações encontram-se na Tabela 1.

Tabela 1. Tamanho e quantidade de inclusões adotadas nas simulações.

Inclusões Tipo	Comprimento (μm)	Largura (μm)	Quantidade média de inclusões por plano (corte 2D)	Quantidade total de inclusões na matriz
A (Sulfeto)	150	10	7	525
B (Alumina)	12.5	12.5	25	120
C	300	10	3	225

(Silicato)				
D (Óxido)	12.5	12.5	36	2160

Para os casos do Tipo A e Tipo C, nas simulações considerou-se formato de bastões com extremidades esféricas para as inclusões. Para o caso do Tipo B, considerou-se formato esférico para os precipitados, porém os mesmos encontram-se em uma região restrita de 60 µm nos eixos y e z, sendo distribuídos ao longo de todo eixo x. Para o caso do Tipo D, considerou-se formato esférico e partículas uniformemente distribuídas na matriz.

3.1 Dimensionalização da Matriz

A dimensionalizaçãoda matriz ocorreu de maneira simples buscando-se reproduzir a área de observação explicitada na ASTM-E45[7] que é de 710 µm. Essa medida, porém, refere-se aos eixos em um plano em 2D. Assim, por questões de conveniência nas simulações considerou-se uma matriz em 3D com 300 x 300 x 300 células, ou 750 µm x 750 µm x 750 µm, portanto cada célula cúbica da matriz equivale a 2,5 µm.

Ressalta-se, entretanto, que essas medidas são arbitrárias, pode-se atribuir qualquer valor de escala as células cúbicas, nesse trabalho apenas buscou-se, para a conveniência dos leitores, se aproximar das dimensões abordadas pela norma ASTM-E45[7].

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Como resultados realizou-se uma comparação direta entre as simulações e os modelos analíticos de JMAK e Alves *et. al.*[17]. Para tal se construíram gráficos da cinética da transformação em função do tempo, curva V_V versus Tempo e também gráficos do caminho microestrutural[6], curva S_V,versus V_V. Nesses gráficos os dados das simulações foram representados por pontos, os dados previstos pelo modelo de Alves *et. al.*[17]foram representados por linha tracejada, e por fim os dados previstos pelo modelo analítico de JMAK foram representados por linha cheia. Para facilitar a leitura dos gráficos nem todos os pontos de simulação foram representados.

Vale se destacar que o modelo de Alves *et. al.*[17]considera a presença de partículas esféricas e nesse trabalho as inclusões Tipo A e Tipo C tiveram geometrias de bastões. Apesar dessa diferença nas geometrias das partículas, o modelo foi facilmente ajustado apenas se calculando um novo valor do parâmetro *c*, média de núcleos por unidade de área da partícula. Para o caso de partículas esféricas o parâmetro *c* pode ser estimado pela Equação (3), em que *R* é o raio médio das partículas.

$$c = \frac{N\,(4\,\pi\,R^2)}{Área\ superficial\ das\ partículas} \qquad (3)$$

Já para o caso de inclusões em forma de bastão o parâmetro *c* pode ser estimado pela Equação (4), que é próxima da Equação (3), porém leva em consideração a área do bastão, um cilindro com extremidades esféricas, nesse caso *R* é o raio médio dos bastões.

$$c = \frac{N\,[(2\,\pi\,R\,h) + (4\,\pi\,R^2)]}{Área\ superficial\ das\ partículas} \qquad (4)$$

Um fato interessante é que por meio dessa técnica, para se ajustar o modelo a partículas com geometrias diferentes, se faz necessário apenas o conhecimento do S_V das inclusões não metálicas e o raio médio das inclusões, o que pode ser medido facilmente pelo experimentalista.

Para todos os casos estudados nesse trabalho também se demonstrou as microestruturas geradas através da simulação computacional. Nas microestruturas as inclusões não metálicas foram representadas pela cor preta, e os grãos da nova fase formada,pela cor cinza.

4.1 Inclusões Tipo A (Sulfeto)

Nesse caso o número de inclusões não metálicas foi de 525, como descrito na Tabela 1. Assim, o número de núcleos, *N*, calculado foi de 719. Na Figura 1, têm-se ótima concordância entre a simulação computacional e o modelo de Alves *et. al.*[17]. Através da Figura 1-a, observa-se claramente que a cinética da transformação é bem descrita pelo modelo, assim como na Figura 1-b, o S_V também apresenta uma ótima concordância. Já o modelo JMAK não apresenta uma boa concordância, como já era esperado, uma vez que JMAK considera uma nucleação uniformemente aleatória, condição que não é abordada pelo processo de nucleação na superfície dos precipitados. Na Figura 2 observa-se a presença das inclusões na matriz em 2D e 3D, assim como amicroestrutura simulada desse caso.

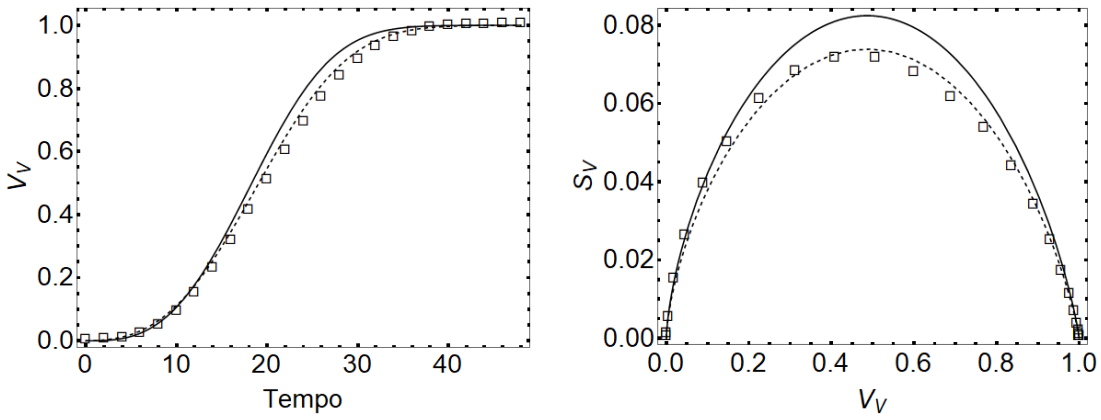

Figura 1. Resultados da transformação com nucleação em inclusões do Tipo A (Sulfeto). (a) V_V versus tempo. (b) Caminho microestrutural.

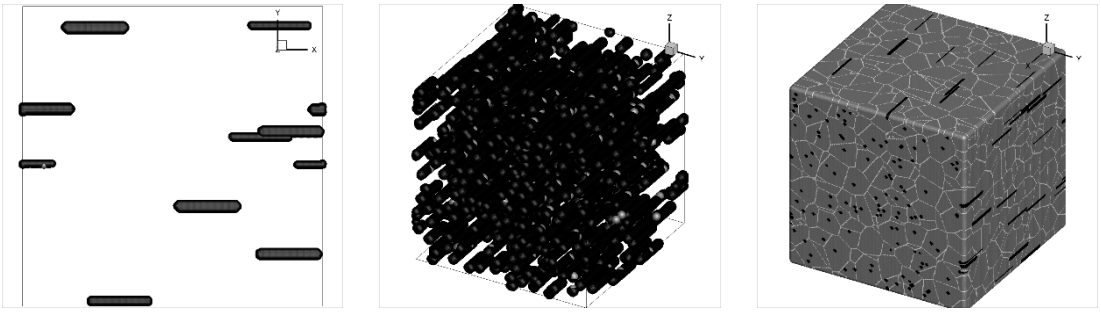

Figura 2. Representação damicroestrutura simulada da transformação com nucleação em inclusões do Tipo A (Sulfeto). (a) Seção 2D da matriz demonstrando a nucleação nas inclusões no plano xy, onde x é a direção de laminação. (b) Matriz em 3D demonstrando a nucleação nas inclusões. (c) Matriz totalmente transformada.

4.2 Inclusões Tipo B (Alumina)

Para esse caso em particular as inclusões foram consideradas esféricas e distribuídas em uma faixa central da matriz, de modo que a faixa foi escolhida como 30 μm para cima e para baixo do plano central da direção y e z, respectivamente. Portanto, essa faixa tem um total de 60μm no centro da direção y e z, englobando toda a direção x, como pode ser observado na Figura 3. Por questões de conveniência, para o acompanhamento efetivo da transformação, considerou-se a região delimitada pelo cubo pontilhado da Figura 3, assim a matriz de 300 x 300 x 300 células nesse caso foi considerada como uma matriz de 60 μm x 60 μm x 60μm. A grosso modo, esse fato é semelhante a dar um zoom à matriz cúbica original com 750 μm x 750 μm x 750μm.

Na matriz de 750 μm x 750 μm x 750μm o número de inclusões não metálicas foi de 120, como descrito na Tabela 1. Para a matriz de 60 μm x 60 μm x 60μm foi considerado um número compatível de inclusões, o equivalente a 50 partículas, com o número de núcleos, *N*, calculado de 41. Ambos os resultados apresentados nas Figuras 4 e 5 são da matriz de 60 μm x 60 μm x 60μm. Pode-se observar na Figura 4 que, mesmo com nova dimensão na matriz de transformação, também há ótima concordância entre a simulação computacional e o modelo de Alves *et. al.*[17]. Porém, assim como no caso anterior, a simulação em questão não foi bem modelada pelo modelo de JMAK. Na Figura 5 observa-se a presença das inclusões na matriz em 2D e 3D, assim como amicroestrutura simulada desse caso.

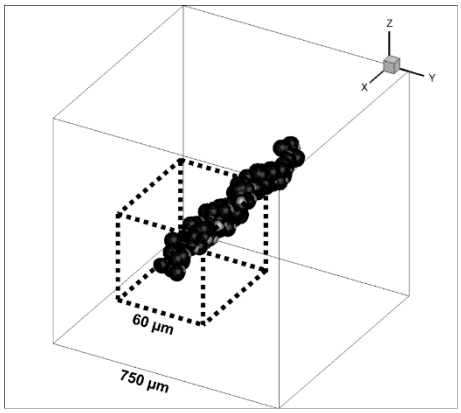

Figura 3. Representação dalocalização das inclusões doTipo B (Alumina)em 3D. A região pontilhada representa a nova matriz considerada para a simulação.

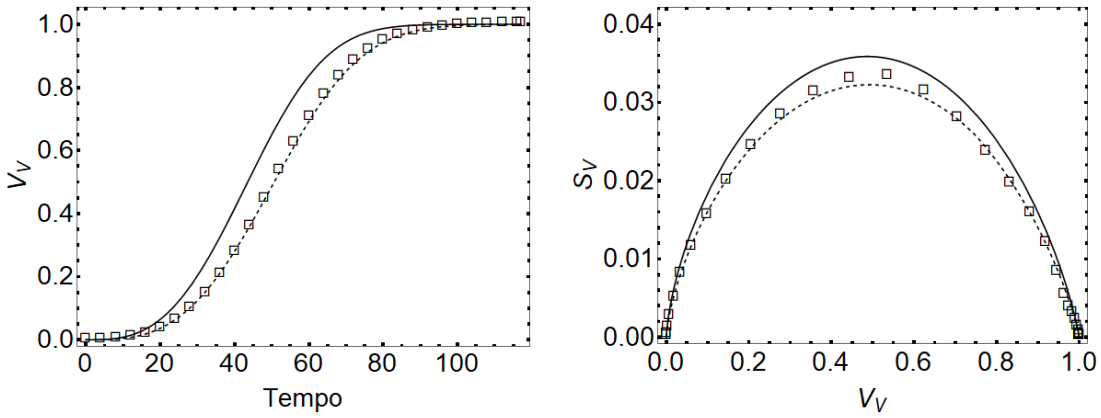

Figura 4. Resultados da transformação com nucleação em inclusões do Tipo B (Alumina). (a) V_V versus tempo. (b) Caminho microestrutural.

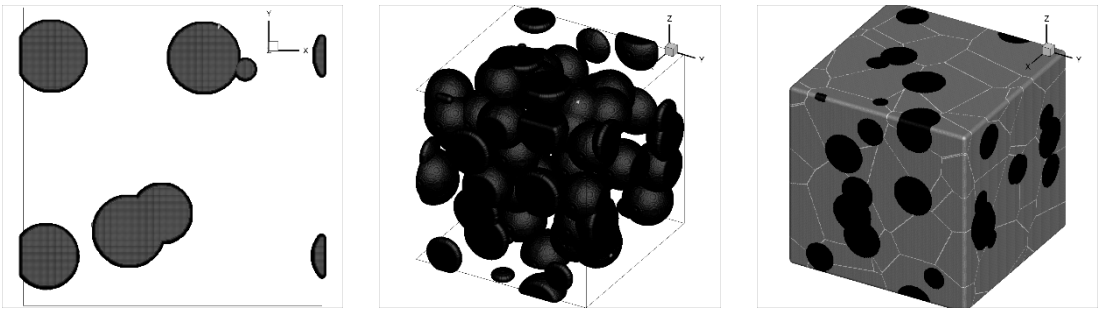

Figura 5. Representação damicroestrutura simulada da transformação com nucleação em inclusões do Tipo B (Alumina). (a) Seção 2D da matriz demonstrando a nucleação nas inclusões no plano xy, onde x é a direção de laminação. (b) Matriz em 3D demonstrando a nucleação nas inclusões. (c) Matriz totalmente transformada.

4.3 Inclusões Tipo C (Silicato)

Como reportado pela ASTM-E45[7], as inclusões Tipo A e Tipo C tem grande semelhança, portanto, para esse caso a simulação foi semelhante ao caso do Tipo A mostrado na seção 4.1. Nesse caso o número de inclusões não metálicas foi de 225, como descrito na Tabela 1. O número de núcleos, *N*, calculado foi de 318. Na Figura 6, novamente têm-se ótima concordância entre a simulação computacional e o modelo de Alves *et. al.*[17]tanto no V_V quanto em S_V.Também do mesmo modo aos casos anteriores é observado que o modelo JMAK não apresenta uma boa concordância. Na Figura 7 observa-se a presença das inclusões na matriz em 2D e 3D, assim como amicroestrutura simulada para esse caso. Comparando-se a Figura 7 com a Figura 2 observa-se facilmente que o caso Tipo A, Figura 2, tem muito mais inclusões e que apesar de as inclusões entre o Tipo A e Tipo C terem a mesma geometria nas simulações, elas possuem tamanhos diferentes.

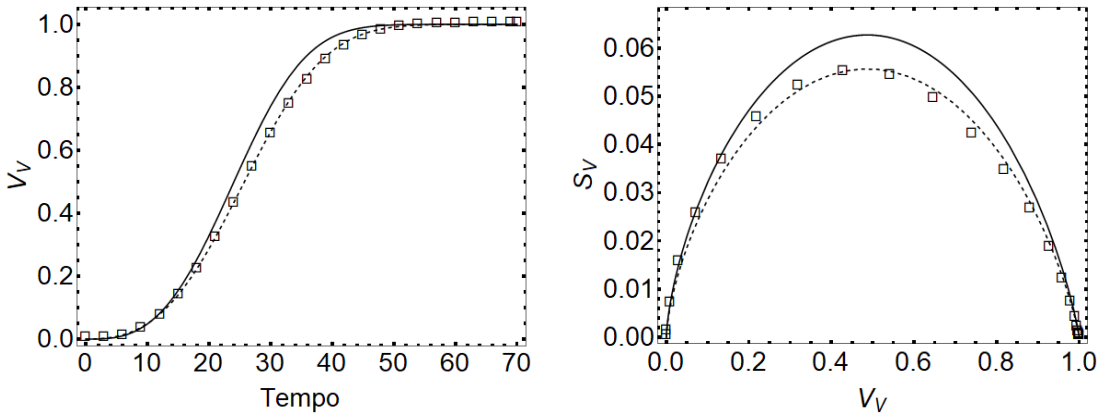

Figura 6. Resultados da transformação com nucleação em inclusões do Tipo C (Silicato). (a) V_V versus tempo. (b) Caminho microestrutural.

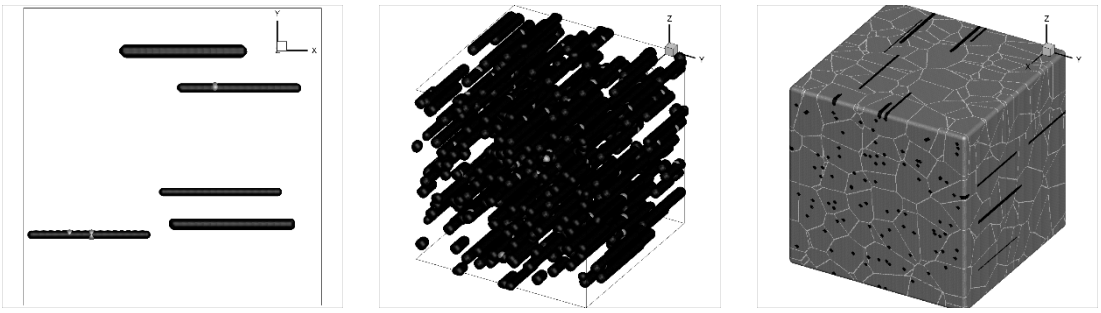

Figura 7. Representação damicroestrutura simulada da transformação com nucleação em inclusões do Tipo C (Silicato). (a) Seção 2D da matriz demonstrando a nucleação nas inclusões no plano xy, onde x é a direção de laminação. (b) Matriz em 3D demonstrando a nucleação nas inclusões. (c) Matriz totalmente transformada.

4.4 Inclusões Tipo D (Óxido)

Nesse caso específico as inclusões não metálicas têm formato esférico e distribuição por Poisson homogêneo na matriz, o que torna esse caso bastante semelhante ao caso de partículas esféricas abordado por Alves *et. al.*[17]. Assim, como esperado, houve uma excelente concordância entre a simulação computacional e o modelo de Alves *et. al.*[17] como pode ser visto na Figura 8. Para esse caso o número de inclusões não metálicas foi, de acordo com a Tabela 1, igual a2160. O número de núcleos, *N*, calculado foi de 2080. Novamente, o modelo JMAK não apresenta uma boa concordância com a simulação. A Figura 9 mostra a presença das inclusões esféricas na matriz em 2D e 3D, assim como amicroestruturatotalmente transformada desse caso.

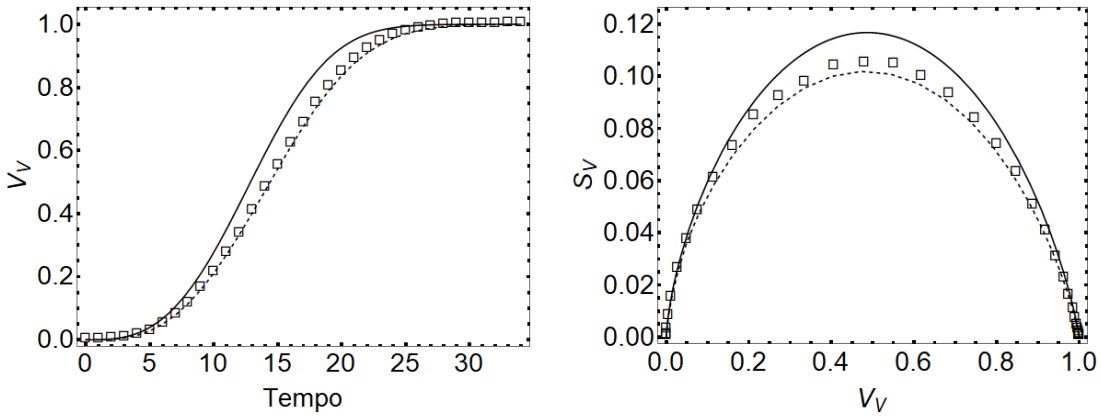

Figura 8. Resultados da transformação com nucleação em inclusões do Tipo D (Óxido). (a) V_V versus tempo. (b) Caminho microestrutural.

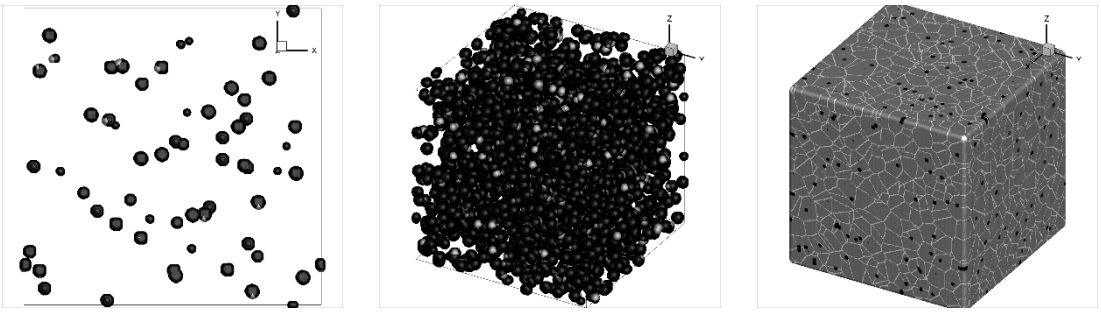

Figura 9. Representação damicroestrutura simulada da transformação com nucleação em inclusões do Tipo D (Óxido). (a) Seção 2D da matriz demonstrando a nucleação nas inclusões no plano xy, onde x é a direção de laminação. (b) Matriz em 3D demonstrando a nucleação nas inclusões. (c) Matriz totalmente transformada.

5 CONCLUSÕES

Esse trabalho realizou simulações computacionais em 3D de transformações de fase e recristalização em que a nucleação da nova fase ocorreu na interface de inclusões não metálicas dos tipos: A (Sulfeto), B (Alumina), C (Silicato) e D (Óxido), que são comumente encontradas em aços e reportadas pela ASTM-E45[7].Com a comparação das simulações com os modelos matemáticos, conclui-se que:

- Em todos os casos as simulações tiveram uma ótima concordância com o modelo analítico de Alves *et. al.*[17]. Esse fato provaque as simulações e o modelo analítico podem ser empregados no modelamento da recristalizaçãoe das transformações de fase desses materiais. Vale se destacar que nenhum ajuste de curvas foi realizado nesse trabalho.

- O novo modelo de Alves *et. al.*[17] foi bem aplicado, apesar de haverem diferenças nas geometrias das partículas o modelo foi facilmente ajustado apenas se calculando um novo valor do parâmetro *c*, média de núcleos por unidade de área da partícula, e para o cálculo de *c*se faz necessário apenas o conhecimento do S_V das inclusões não metálicas e o raio médio das inclusões, o que pode ser medido facilmente pelo experimentalista.

- Como esperado, a simulação computacional não apresentou boa concordância com o modelo de JMAK em nenhum caso. O modelo de JMAK emprega algumas considerações, e dentre elas não está prevista a existência de partículas no espaço amostral. Além do fato de que o fenômeno da nucleação tratado nesse trabalho difere do abordado por JMAK.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPQ), à Coordenação deAperfeiçoamentodePessoal de NívelSuperior (CAPES) e à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio deJaneiro (FAPERJ) pelo suporte financeiro.

REFERÊNCIAS

[1] Johnson WA, Mehl RF. Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth. Trans Metall Soc AIME 1939;135:416–41.
[2] Kolmogorov AN. On the Statistical Theory of Metal Crystallization. Isvetiia Acad Nauk SSSR-Seriia Mat 1937;1:335–59.
[3] Avrami M. Kinetics of Phase Change. I General Theory. J Chem Phys 1939;7:1103.
[4] Cahn JW. The kinetics of grain boundary nucleated reactions. Acta Metall 1956;4:449–59.
[5] DeHoff RT. Annealing processes recovery recrystallization and grain growth. In: Hansen N, Jensen DJ, Leffers T, Ralph B, editors. 7th Conf. Risø Natl. Lab., Roskilde, Denmark: 1986, p. 35.
[6] Vandermeer RA, Masumura RA, Rath BB. Microstructural paths of shape-preserved nucleation and growth transformations. Acta Metall Mater 1991;39:383–9.
[7] ASTM E45. Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel. Astm 2007:1–19.
[8] Bott I deS., Rios PR. On the Effectiveness of Inclusions as Nucleation Sites in Weld Deposits. Scr Mater 1998;38:1269–74.
[9] Gawne DT, Higgins GT. Associations Between Spherical Particles of Two Dissimilar Phases. J Mater Sci 1971;6:403–12.
[10] Nes E. On the effect of finely dispersed second-phase particles on nucleation in recrystallization. Scr Metall 1976;10:1025–8.
[11] Humphreys FJ. The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium. Acta Metall 1977;25:1323–44.
[12] Zhang S, Zeng W, Zhou D, Lai Y, Zhao Q. The particle stimulated nucleation in Ti-35V-15Cr-0.3Si-0.1C alloy. Mater Lett 2016;166:317–20.
[13] Ørsund R, Nes E. Effect of particles on recrystallization textures in aluminium-manganese alloys. Scr Metall 1988;22:665–9.
[14] De Cock T, Capdevila C, Caballero FG, García de Andrés C. Global recrystallisation model of low carbon sheet steels with different cementite contents. Mater Sci Eng A 2009;519:9–18.
[15] Goetz RL. Particle stimulated nucleation during dynamic recrystallization using

a cellular automata model. Scr Mater 2005;52:851–6.
[16] Zhang Y, Jensen DJ, Zhang Y, Lin F, Zhang Z, Liu Q. Three-dimensional investigation of recrystallization nucleation in a particle-containing Al alloy. Scr Mater 2012;67:320–3.
[17] Alves ALM, Villa E, Rios PR. Transformation kinetics for nucleation on second-phase particles: analytical solution and computer simulation. Acta Mater 2017;131:523–33.
[18] Rios PR, Villa E. Transformation kinetics for inhomogeneous nucleation. Acta Mater 2009;57:1199–208.