

# MODELAGEM DA PRECIPITAÇÃO DE AIN EM AÇOS ELÉTRICOS DE GRÃO ORIENTADO II CINÉTICA DA PRECIPITAÇÃO<sup>1</sup>

Leandro P. Ferreira<sup>2</sup>  
Ronaldo Antonio Neves Marques Barbosa<sup>3</sup>  
Vanessa de Freitas Cunha Lins<sup>4</sup>

## Resumo

Dando continuidade ao estudo iniciado no primeiro artigo, Modelagem da precipitação de aln em aços elétricos de grão orientado I: termodinâmica da precipitação, é proposto um modelo para a avaliação cinética da precipitação do AIN em aços elétricos de grão orientado. Com base na teoria clássica da nucleação, a taxa de nucleação e os tempos de início e final de precipitação são estimados. Por fim, é apresentado um estudo do coalescimento dos precipitados e são construídas as curvas PTT para o processo de precipitação estudado. No terceiro artigo da série, é proposto um modelo para nucleação e crescimento simultâneos dos precipitados de AIN em deslocamentos nos aços elétricos.

**Palavras-chave:** Modelagem; Precipitação; Cinética; Aços elétricos.

## MODELLING ALN PRECIPITATION IN GRAIN ORIENTED ELECTRICAL STEEL II KINETIC OF PRECIPITATION

### Abstract

Continuing the study started in the first article, Modelling aln precipitation in grain oriented electrical steel I: thermodynamics of precipitation, it is proposed a model to simulate the kinetic of AIN precipitation in grain-oriented electrical steels. Based in Classical theory for nucleation, the nucleation rate and the precipitation times (to begin and to finish the precipitation) are calculated, as well as the precipitation-time-temperature (PTT) curves. The influence of coarsening of precipitates in the process is discussed and taken in consideration. In the third article of this series, a model for simultaneous nucleation and growth of AIN precipitates in dislocations is studied.

**Key words:** Modelling; Precipitation; Kinetics; Electrical steels.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 67<sup>o</sup> Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Engenheiro Químico, Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG, Químico de Petróleo da Petrobrás

<sup>3</sup> Membro da ABM, professor associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG

<sup>4</sup> Professora associada do Departamento de Engenharia Química da UFMG.

## 1 INTRODUÇÃO

Dada a importância dos aços elétricos atualmente, foi realizada a modelagem termodinâmica e cinética do processo de precipitação de AlN em aços elétricos. No primeiro artigo da série,<sup>(1)</sup> foi efetuada a modelagem da termodinâmica da nucleação semi coerente de AlN em aços elétricos. Esse trabalho apresenta os resultados da modelagem da cinética da precipitação.

Após a nucleação dos precipitados, estes começam a crescer, processo que continua até que a supersaturação do meio se acabe, desde que as condições termodinâmicas sejam mantidas. Idealmente, o processo de precipitação ocorre com a nucleação de todos os núcleos em uma etapa seguido do processo de crescimento dos grãos, etapa em que ocorre um abaixamento considerável da concentração do soluto na matriz até que esta chegue ao valor de equilíbrio (concentração de saturação). A partir desse ponto, começa a ocorrer o processo de coalescimento.

O processo de coalescimento é caracterizado pela diminuição e desaparecimento dos núcleos menores e o aumento de tamanho dos núcleos maiores. Speight foi o primeiro a apresentar, em 1968, o conceito de coalescimento em precipitados para uma liga binária. Ele mostrou que ocorre difusão apenas em contornos de grão planos com certa espessura, levando à lei do crescimento “ $t^{1/4}$ ”.<sup>(2)</sup>

## 2 MODELO

A seguir, é apresentada a modelagem cinética da precipitação de AlN em aços elétricos, abordando a taxa de nucleação, os tempos iniciais e finais de precipitação, curvas PTT e o Coalescimento dos precipitados.

### 2.1 Taxa De Nucleação

A teoria clássica da nucleação indica o cálculo da taxa de nucleação, como mostrado na equação (1). Ela tem sido utilizada ao longo dos anos como um recurso bastante simples e prático por vários autores, entre eles Russel.<sup>(3)</sup>

$$I = Z\beta N e^{-\Delta G^*/kT} e^{\tau/t} \quad (1)$$

Em que I é a taxa de nucleação de AlN por unidade de volume, Z é o fator de correção de Zeldovich (utilizado para corrigir o fato de a reação não ocorrer no equilíbrio termodinâmico),  $\beta$  representa a taxa em que os átomos são adicionados ao núcleo crítico, N representa a densidade de sites disponíveis para a nucleação,  $\Delta G^*$  é a variação da energia livre de Gibbs para a nucleação de um núcleo crítico,  $\tau$  representa o tempo de incubação do precipitado e t o tempo total de precipitação. O tempo de incubação na prática é muito menor que o tempo total de precipitação, de modo que a equação (1) pode ser reescrita como apresentado pela equação (2).<sup>(3)</sup>

$$I = Z\beta N e^{-\Delta G^*/kT} \quad (2)$$

Russel,<sup>(3)</sup> em seu trabalho, discute modelos para se calcular a densidade de sítios para nucleação, tanto em contornos de grãos ( $N^{C.G.}$ ) quanto em deslocações ( $N^{dis}$ ). A equação (3) é utilizada para o cálculo de  $N^{dis}$ .

$$N^{dis} = \frac{\rho^d}{a_{\alpha-Fe}}$$

(3)

Em que  $a_{\alpha-Fe}$  representa o parâmetro de rede da ferrita e  $\rho^d$  é a densidade de deslocações do material, que pode ser avaliado com razoável aproximação pela equação (4).<sup>(3)</sup>

$$\rho^d = \left( \frac{2\pi\sigma_0}{Mb\mu_{\alpha-Fe}} \right)^2$$

(4)

Em que  $\sigma_0$  é a tensão aplicada,  $b$  representa o vetor de Burgers,  $M$  é a constante de Taylor e  $\mu_{\alpha-Fe}$  é o módulo de cisalhamento da ferrita. Substituindo-se a densidade de deslocações na equação (3), chega-se à equação para o cálculo direto de  $N^{dis}$ .<sup>(3)</sup>

Para nucleação em contornos de grão, o número de sites para nucleação é calculado com razoável aproximação pela equação (5).<sup>(3)</sup>

$$N^{C.G.} = \frac{1}{a_{\alpha-Fe}^2 d_g}$$

(5)

Em que  $N^{C.G.}$  representa o número de sites para nucleação em contornos de grãos e  $d_g$  o diâmetro médio do grão de ferrita.

O produto entre o fator de Zeldovich,  $Z$  e a taxa de adição de átomos ao núcleo crítico,  $\beta$ , é dado por Russel<sup>(3)</sup> a partir da análise de Farkas como mostrado na equação (6).

$$Z\beta = \frac{D_{Al}^{ef} X_{Al}}{a_{\alpha-Fe}^2}$$

(6)

Na equação acima,  $X_{Al}$  representa a concentração do Al na matriz e  $D_{Al}^{ef}$  é o coeficiente de difusão efetivo do elemento controlador da precipitação. Como o Al apresenta menor coeficiente de difusão na solução sólida, ele é o elemento controlador e por isso é utilizado no cálculo da equação (6).

O valor de  $D_{Al}^{ef}$  é modelado para duas situações: a precipitação em contornos de grãos, caso em que  $D_{Al}^{ef}$  é modelado pela equação (7) e a precipitação em deslocações, caso em que  $D_{Al}^{ef}$  é modelado pela equação (8).<sup>(4)</sup>

$$D_{Al}^{C.G.} = D_0 e^{-\frac{Q_{Al}^{C.G.} - \Delta H_L}{RT}}$$

(7)

$$D_{Al}^{dis} = \frac{X_L^{ef}}{X_L^{eq}} D_{Al} = \frac{X_L^{ef}}{X_L^{eq}} D_0 e^{-\frac{Q_{Al}^m}{RT}}$$

(8)

Nessas expressões,  $D_0$  é o fator de frequência,  $Q_{Al}^{C.G.}$  é a energia de ativação para difusão do Al em contornos de grão ferríticos,  $\Delta H_L$  é a variação de entalpia de formação de lacunas,  $X_L$  é a concentração de lacunas efetiva (ef) e no equilíbrio (eq).  $Q_{Al}^m$  representa a energia de ativação para a difusão do Al na matriz ferrítica.

## 2.2 Tempo de Início da Precipitação

Wagner,<sup>(5)</sup> entre outros autores, estudou o crescimento e o coalescimento de partículas de segunda fase considerando diferentes mecanismos. As equações (9) e (10), responsáveis pela determinação do tempo inicial de precipitação em contornos de grãos e em deslocações, respectivamente, foram utilizadas por Reis no cálculo do tempo de início de precipitação.<sup>(6)</sup>

$$t^{ip} = \frac{\Theta^* a_{\alpha-Fe}^4 d_g e^{\Delta G^*/kT}}{D_{Al}^{C.G.} X_{Al}^{mo}}$$

(9)

$$t^{ip} = \frac{\Theta^* a_{\alpha-Fe}^3 e^{\Delta G^*/kT}}{D_{Al}^{des} X_{Al}^{mo} \rho^d}$$

(10)

Nessa equação,  $t^{ip}$  é o tempo no qual se inicia a precipitação e  $\Theta^*$  é o número de núcleos formados até o momento em que a precipitação se inicia,  $d_g$  representa o diâmetro médio dos grãos de ferrita,  $k$  é a constante de Boltzman e  $X_{Al}^{mo}$  representa a concentração molar do Al na matriz original.

## 2.3 Tempo Final de Precipitação

O tempo final de precipitação,  $t^{f,p}$ , foi calculado por Sun, assumindo as seguintes condições:<sup>(4)</sup>

- A fração volumétrica de precipitado chega ao seu valor máximo em  $t^{f,p}$ , ou seja, todo o AlN disponível foi precipitado em  $t^{f,p}$ ;
- Todas as partículas são nucleadas em  $t^{i,p}$ , ou seja, o número total de partículas é considerado constante entre  $t^{i,p}$  e  $t^{f,p}$ .

Dessa forma, a equação (11) é utilizada no cálculo do tempo final de precipitação.

$$t^{f,p} = \frac{(r_{f,p}^2 - r^{*2})(0,5 - X_{Al}^e)}{4D_{Al}^{ef} (X_{Al}^{mo} - X_{Al}^e)} + t^{i,p}$$

(11)

Em que  $r_{f,p}$  representa o raio do precipitado ao final do processo de precipitação,  $r^*$  é o raio crítico de nucleação, calculado na parte I desse trabalho.<sup>(1)</sup>

## 2.4 Coalescimento

Bhattacharyya<sup>(7)</sup> estudou uma formulação específica para a modelagem do crescimento durante o coalescimento. A equação (12) fornece o tamanho do precipitado em relação ao tempo de coalescimento.

$$\bar{d}^3 - \bar{d}_0^3 = \frac{16D_{Al}^{ef} \gamma V_{AlN} t}{9RT} 10^{PS_{AlN}}$$

(12)

Nessa equação,  $\bar{d}_0$  assume o mesmo valor de  $2r_{f,p}$ , o raio final do precipitado após o crescimento;  $\bar{d}$  é o diâmetro final do precipitado após a etapa de coalescimento e  $y$  representa a distância percorrida por difusão por uma lacuna em um tempo definido. O tempo inicial de precipitação,  $t^{i,p}$  foi utilizado no cálculo de  $y$  como forma de avaliar a quantidade de lacunas consumidas pelos contornos de grão até que a precipitação começasse a ocorrer. Dessa forma,  $y$  é calculado pela equação (13).<sup>(4)</sup>

$$y = \sqrt{2D_L t^{i,p}} \quad (13)$$

Em que  $D_L$  é o coeficiente de difusão de lacunas na ferrita. Esse parâmetro foi avaliado por Schaefer et al. e é calculado pela equação (14).<sup>(4)</sup>

$$D_L = 0,5e^{-\frac{1,28}{kT}} \quad (cm^2/s) \quad (14)$$

Considera-se que as lacunas em excesso migraram para o contorno de grão e foram aí consumidas para qualquer distância a partir do contorno do grão em direção ao centro menor que  $y$ , para grãos esféricos.

### 3 RESULTADOS

Os resultados aqui encontrados utilizaram os dados termodinâmicos encontrados no primeiro artigo da série.<sup>(1)</sup> Vale destacar a falta de dados com relação à precipitação de AlN em aços elétricos. A precipitação de AlN foi modelada para os aços cujas composições são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1: Composição (% em massa) dos aços estudados.

Aço Estudado	C	Si	Al (total)	N	Mn	S
1	0,065	3,25	0,025	0,0051	0,04	0,011
2	0,052	2,95	0,027	0,0074	0,09	0,018
3	0,038	3,00	0,010	0,0095	0,20	0,010

Para mais informações sobre os aços utilizados como modelo nessa dissertação, o aço 1 foi alvo de estudos de Kumano et al.;<sup>(8)</sup> o aço 2 foi alvo de estudos de Iwayama e Haratani<sup>(9)</sup> e o aço 3 foi alvo de estudos tanto de Iwayama e Haratani<sup>(9)</sup> quanto de Jae Hoon Oh.<sup>(10)</sup> Na Tabela 2, são apresentadas as constantes utilizadas na modelagem.

Tabela 2: Constantes utilizadas na modelagem da precipitação.

Constante		Valor	Unidade	Referência
$a_{\alpha-Fe}$		$2,9 \times 10^{-10}$	m (a 1073°C)	(6)
PS do AIN	A	3,56	-	(11)
	B	-11900	-	(11)
B		$2,47 \times 10^{-10}$	m	(6)
$D_{Al}^{\alpha-Fe}$	$D_0$	$5,31 \times 10^{-8}$	$m^2/s$	(12)
	Q	196500	J/mol	(12)
$D_N^{\alpha-Fe}$	$D_0$	4,88	$m^2/s$	(12)
	Q	76780	J/mol	(12)
$D_L$		$0,5 \exp(-1,28 \text{ eV}/kT)$	$cm^2/s$	(4)
$V_{AIN}^{\text{molar}}$		$1,33 \times 10^{-5}$	$m^3/mol$	(11)
$V_{AIN}^{\text{at}}$		$2,21 \times 10^{-29}$	$m^3/mol\acute{e}cula$	(13)
$\Delta H_L$		$2,56 \times 10^{-19}$	J	(6)
$\sigma_0$		$1,00 \times 10^7$	Pa	-
$\bar{d}$		$3,00 \times 10^{-8}$	m	-
$d_g$ Aço 1		$1,2 \times 10^{-5}$	m	-
$d_g$ Aço 2		$3,00 \times 10^{-4}$		
$d_g$ Aço 3		$2,60 \times 10^{-5}$		

### 3.1 Taxa de Nucleação

Na Figura 1, são apresentados os resultados da taxa de nucleação em contornos de grãos e em deslocações.

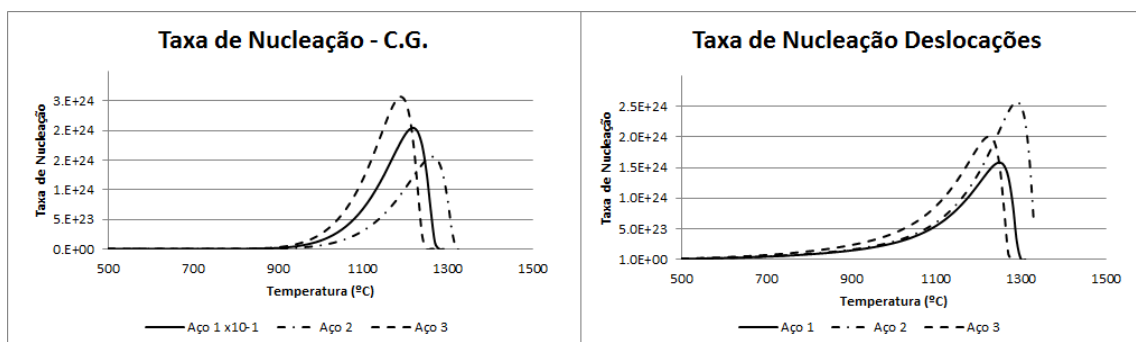
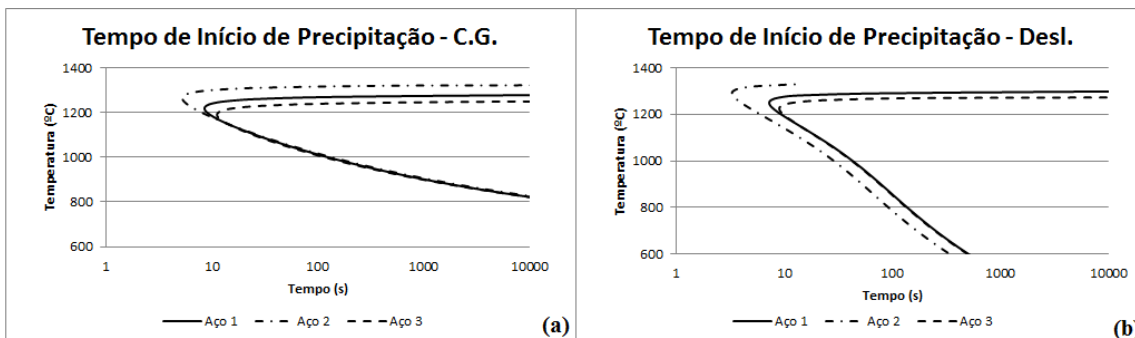


Figura 1: Taxa de nucleação em contornos de grãos e em deslocações para os três aços estudados.

### 3.2 Tempo de Início de Precipitação

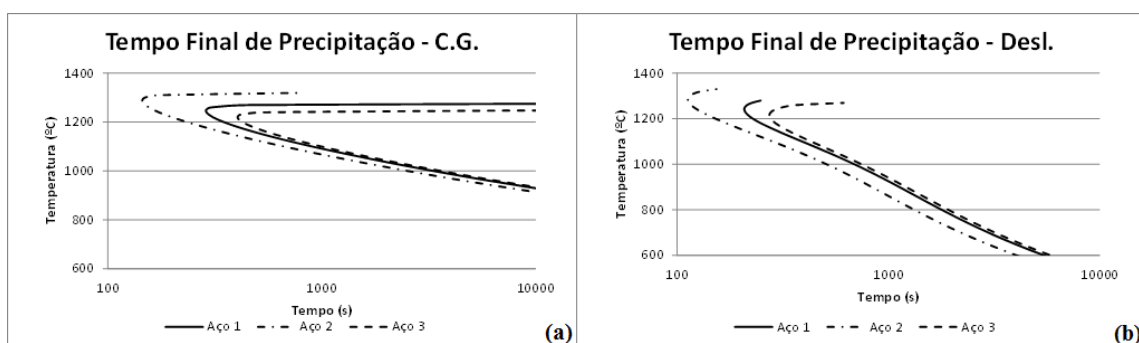
Na Figura 2 (a), são apresentados os resultados para nucleação em contornos de grãos, enquanto na Figura 2 (b), são apresentados os resultados para nucleação em deslocações.



**Figura 2:** Tempos de início de precipitação encontrados para a precipitação em: (a) contornos de grãos e (b) deslocações.

### 3.3 Tempo Final de Precipitação

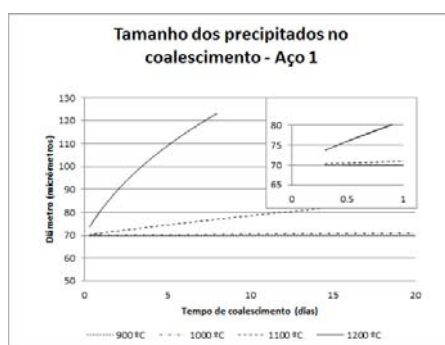
Na Figura 3 são apresentadas as curvas dos tempos finais de precipitação encontradas para os aços estudados.



**Figura 3:** Tempos finais de precipitação em: (a) contornos de grãos, (b) deslocações.

### 3.4 Coalescimento

Com a equação (12), foram calculados os tamanhos dos precipitados, utilizando a composição do aço 1 para tempos de vários dias de coalescimento. Os resultados são apresentados na Figura 4.

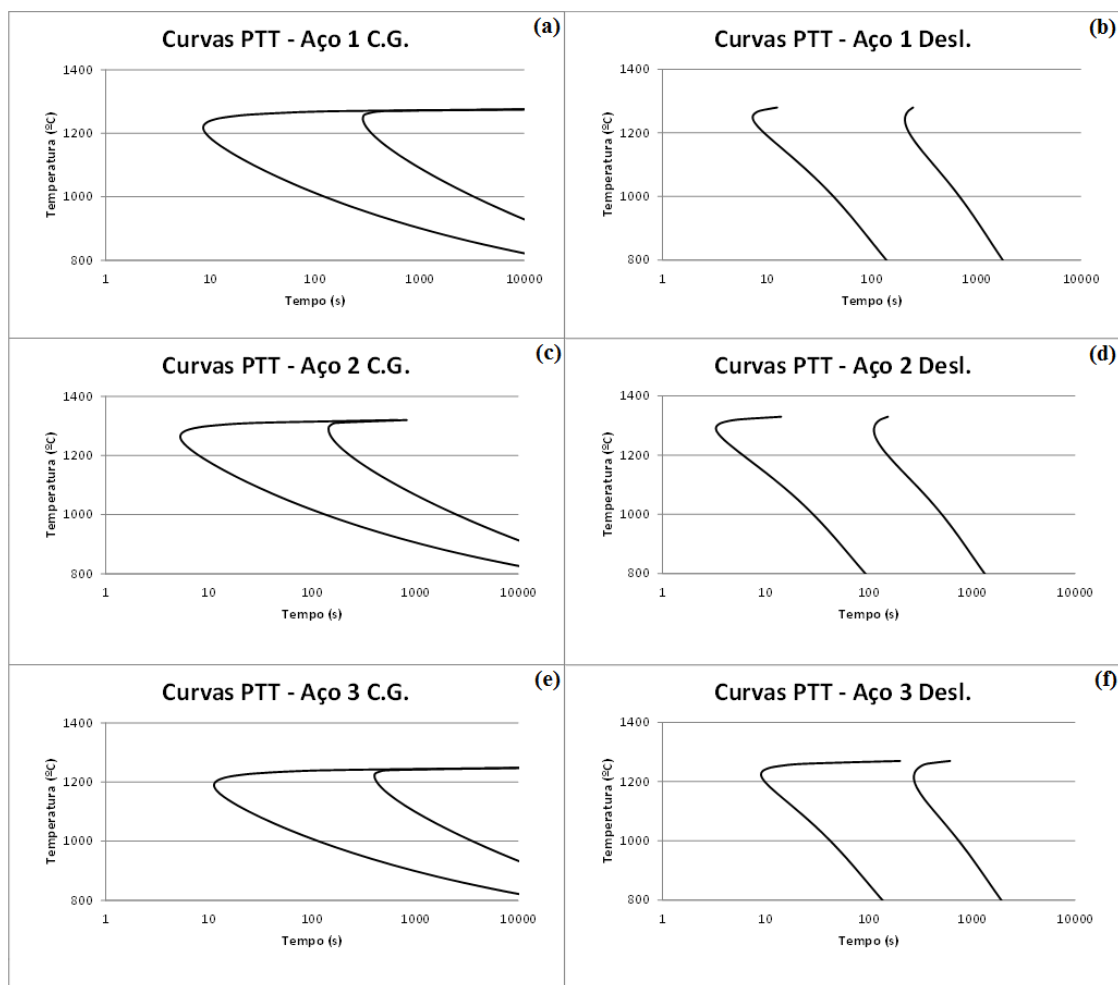


**Figura 4:** Tamanho dos precipitados após o coalescimento.

### 3.5 Curvas PTT

As curvas tempo-temperatura-precipitação dos aços 1, 2 e 3 foram obtidas e são apresentadas, para contornos de grãos e deslocações, na Figura 5.





**Figura 1:** Curvas PTT para a precipitação dos aços estudados em contornos de grãos e em deslocções.

## 4 DISCUSSÃO

Nessa seção os resultados encontrados são comparados com dados disponíveis na literatura.

### 4.1 Taxa de Nucleação

A forma da curva da taxa de nucleação é muito semelhante àquela prevista pela teoria clássica da nucleação. A taxa de nucleação em contornos de grãos para o aço 1 é muito superior, entre 900°C e 1300°C, quando comparada com as taxas de nucleação dos outros dois aços. Isto por causa da diferença de concentração dos elementos formadores do precipitado e do tamanho do grão ferrítico ser diferente nos três aços. Por esse motivo, as taxas de nucleação em contornos de grãos encontradas para esse aço foram divididas por 10 para que se pudesse visualizar melhor a posição relativa entre as curvas.

Quanto menores os grãos ferríticos, maiores são as taxas de nucleação em contornos de grãos, que é exatamente o que interessa. Iwayama e Haratani<sup>(9)</sup> estudaram a precipitação do AlN em aços elétricos para o aço 2. De acordo com seu trabalho, à temperatura de 1140°C, a taxa de nucleação é máxima. Os resultados encontrados nessa modelagem divergem dos dados reais, pois a temperatura em que a taxa de nucleação é máxima em contornos de grãos é



de 1260°C e de 1280°C para nucleação em deslocações. Uma possível explicação para o ocorrido foi a necessidade do uso de modelos simplificados para prever os coeficientes de difusão do alumínio, como comentado anteriormente, gerando erros.

Quando se analisa a curva de delta G químico, vê-se que o mínimo daquela curva está entre 1100°C e 1200°C, o mesmo ocorrendo com as curvas de  $\Delta G_{\text{volumétrico}}$ <sup>(1)</sup>. Como a alteração de temperatura do pico de nucleação foi identificada nas curvas das taxas de nucleação, que é o primeiro parâmetro cinético calculado, e que vai influenciar nos tempos de precipitação, pode-se inferir que a anomalia não se encontra na modelagem termodinâmica, mas sim na modelagem da cinética do processo. Por esse motivo, pode-se inferir, ainda, que o fator responsável pela diferença da temperatura é um parâmetro cinético (suspeita-se que seja o coeficiente de difusão).

#### 4.2 Tempo de Início de Precipitação

Os tempos iniciais de precipitação são muito parecidos para os aços modelados, mudando um pouco a temperatura em que ocorre a máxima taxa de nucleação, como já era esperado, e também a forma das curvas preditas pela precipitação em deslocações. Esta diferença na curva do modelo de precipitação em deslocações se deve à energia extra, advinda da contribuição das lacunas em excesso.<sup>(1)</sup> Infelizmente a literatura não oferece muitos dados acerca da precipitação de AlN em aços elétricos, de forma que não foi possível comparar os resultados encontrados com valores experimentais, à exceção do aço 2.

#### 4.3 TEMPO FINAL DE PRECIPITAÇÃO

Os tempos finais de precipitação em contornos de grãos e deslocações para os aços estudados foram bastante semelhantes entre si. Percebe-se que para temperaturas mais baixas, a precipitação em contornos de grãos é bem mais lenta que a precipitação em deslocações.

Infelizmente não foram encontrados dados na literatura de modo que os resultados encontrados pudessem ser comparados. Nota-se, à primeira vista, uma assimetria na curva tempo-temperatura. Esse mesmo modelo foi utilizado por Reis, dentre outros autores, na modelagem da precipitação de MnS em aços elétricos e essa assimetria não foi observada.<sup>(6)</sup> Como isto ocorre em altas temperaturas, quando a difusão deveria estar contribuindo fortemente com a precipitação, e como os coeficientes de difusão em contornos de grãos e em tubos para o alumínio não foram encontrados na literatura, suspeita-se que a causa dessa anomalia seja exatamente o coeficiente de difusão.

Como exemplo, a Figura 6 mostra os tempos experimentais e modelados, utilizando o modelo proposto, na precipitação de MnS em aços elétricos.

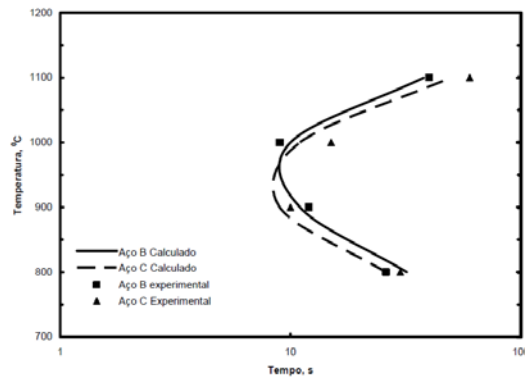


Figura 6: Tempos de início de precipitação para MnS. <sup>(6)</sup>

#### 4.4 Coalescimento

Analisando-se a Figura 4, percebe-se que o coalescimento dos precipitados de AlN é um processo muito lento. Na ampliação do início da curva, percebe-se que o coalescimento só se inicia em um tempo curto o suficiente para influenciar o tamanho final dos precipitados em temperaturas superiores a 1100°C. Deve-se destacar que esta figura é semi quantitativa, uma vez que foi utilizado um tamanho final de precipitado igual para os três aços (70µm) e não o tamanho final efetivo, por falta de dados.

#### 4.4 Curvas PTT

As curvas de início e final de precipitação são bastante coerentes, quando se analisa separadamente a nucleação em deslocamentos e em contornos de grãos, sendo que ambos modelos preveem aproximadamente os mesmos tempos de início e final de precipitação para temperaturas elevadas.

Analisando-se conjuntamente os gráficos mostrados na Figura 5, percebe-se que em baixas temperaturas, a nucleação em deslocamentos é visivelmente favorecida, de forma que não se deve esperar que ocorra nucleação em contornos de grãos a baixas temperaturas. Já em altas temperaturas, a análise se torna um pouco mais difícil de se fazer, apenas analisando as curvas PTT. Essa análise foi efetuada no primeiro artigo da série. <sup>(1)</sup>

Na Figura 7, é apresentada a curva de precipitação experimental para o aço 3, obtida por Iwayama e Haratani. <sup>(9)</sup>

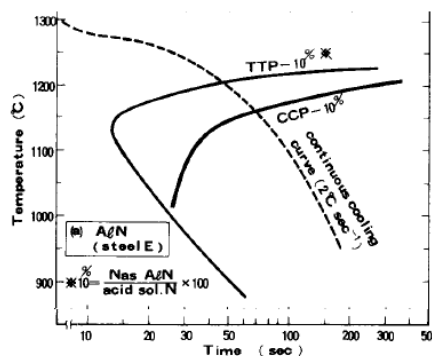


Figura 7: Curva de tempo de início de precipitação do aço 3. <sup>(9)</sup>

Na Figura 7 é apresentada a curva de início de precipitação do aço 3. Apesar da falta de informação para uma discussão mais aprofundada das curvas PTT,

pode-se notar que os tempos previstos pelo modelo se aproximam daqueles obtidos na curva da Figura 7 para a nucleação em deslocamentos. Os tempos previstos para precipitação em contornos de grãos não condizem com a realidade apresentada na Figura 7. O mais provável é que esteja ocorrendo nucleação em deslocamentos. Esta informação é difícil de confirmar, uma vez que o trabalho de Iwayama e Haratani<sup>(9)</sup>, não menciona o tipo de precipitação ocorrido durante o experimento, se em contornos de grãos ou em deslocamentos.

## 5 CONCLUSÕES

Foi proposto um modelo cinético para a precipitação de AlN em aços elétricos. Esse modelo vem complementar a parte termodinâmica, apresentada no primeiro artigo da série,<sup>(1)</sup> tratando da taxa de nucleação, tempos de início e final de precipitação, curvas PTT (Precipitação-Tempo-Temperatura) e o coalescimento dos precipitados formados. Durante a modelagem da taxa de nucleação, primeiro parâmetro cinético a ser modelado e fundamental para o modelamento dos outros parâmetros, descobriu-se que o modelo prevê temperaturas de precipitação acima daquelas citadas na literatura. Atribui-se essa anomalia ao fato da pouquíssima quantidade de informações sobre a cinética da precipitação de AlN em aços elétricos. Mesmo em aços ligados a bibliografia é rara. Coeficientes de difusão do Al em tubos na matriz ferrítica não foram encontrados, e um modelo simplificado foi utilizado para a modelagem. É necessário aumentar os estudos na área dos coeficientes de difusão, parâmetro chave na modelagem cinética da precipitação.

## Agradecimentos

Gostaria de agradecer a toda a equipe do CPGEM e à PETROBRAS, que permitiram a realização deste trabalho.

## REFERÊNCIAS

- 1 FERREIRA, L. P, BARBOSA, R. A.N.M. E LINS, V. C. Modelagem da Precipitação de AlN em Aços Elétricos de Grão Orientado I: Termodinâmica da Precipitação, *67º Congresso da ABM, Rio de Janeiro, 2012.*
- 2 SVOBODA, J. E FISCHER, F. D. Model for coarsening of intergranular precipitates in multicomponent systems. *Scripta Materialia*, Vol. 62, pp. 754-757, 2010.
- 3 RUSSEL, K. C. Nucleation in Solids: The induction and steady state effects. *Advances in Colloid and Interface Science*. Vol. 13, pp. 205-318, 1980.
- 4 SUN, W. P. Measurement and analysis of MnS precipitation in electrical steel. Montreal, Tese de doutorado, McGill University, 1991.
- 5 WAGNER, C. Theorie der alterung von niedercshlagen durch umlosen (Ostwald - Reifung). *Zeitschrift fur Elektrochemie*. Vol. 65, pp. 581-591, 1961.
- 6 REIS, F. A. A. Modelagem da precipitação de MnS em aços. Belo Horizonte, Dissertação de mestrado, UFMG, 2010.
- 7 BHATTACHARYYA, S. K. e RUSSEL, K. C. Activation-energies for coarsening of compound precipitates. *Metallurgical Transactions*, Vol. 3, pp. 2195-2196, 1972.
- 8 KUMANO, TOMOJI, ET AL. Effect of nitriding on grain oriented silicon steel bearing aluminum (the second study). *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. Vol. 304, pp. e602–e607, 2006.

- 9 IWAYAMA, K. E HARATANI, T. The dissolution and precipitation behavior of AlN and MnS in grain-oriented 3% silicon-steel with high permeability. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. Vol. 19, pp. 15-17, 1980.
- 10 OH, J. H. AlN precipitation in dual-phase 3% Si electrical steels. Montreal, Canadá. Tese de doutorado, McGill University, 2000.
- 11 KANG, Y., ET AL. Morphology and precipitation kinetics of AlN in hot strip of low carbon steel produced by compact strip production. *Materials Science and Engineering A*. Vol. 351, pp. 265-271, 2003.
- 12 GÓMEZ, M., RANCEL, L. E MEDINA, S. F. Effects of aluminium and nitrogen on static recrystallisation in V-microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A*. Vol. 506, pp. 165-173, 2009.
- 13 WANG, A. J., ET AL. Structural and elastic properties of cubic and hexagonal TiN and AlN from first-principles calculations. *Computational Materials Science*. Vol. 48, pp. 705-709, 2010.