

## **Aplicação dos conceitos de transformações de fase em aços perlíticos**

Francisco Jordão Nunes de Lima; Leonardo Camara Machado; Welles Júnior de Oliveira

---

### **RESUMO**

O processo de escolha de um material depende de suas propriedades, que decorrem de sua microestrutura e processamento. No presente trabalho é apresentado como o tratamento térmico em ligas de aço perlíticos na reação eutética altera sua microestrutura e propriedades finais. O trabalho utilizou de revisão bibliográfica do livro do Callister Jr., (2012) para explicar a teoria das transformações de fases em aço, desde a variação de energia para a formação de grãos até a influência da cinética no processo da microestrutura do material. Foram tratados, também, dois estudos de caso recentes sobre processos térmicos em aplicações industriais reais que correlacionam a teoria com a prática da indústria metalúrgica. Variações nos tratamentos como temperatura empregada e a velocidade de resfriamento resultam em aços com diferentes comportamentos mecânicos.

**Palavras-chaves:** transformação de fases, ligas de aço, aços perlíticos.

---

### **1. INTRODUÇÃO**

O comportamento de um material de construção é definido em virtude do seu processamento e de sua estrutura. Desta forma, deve-se correlacionar o macrocomportamento do material com sua microestrutura. A partir de então, pode-se avaliar as propriedades do material. Uma forma de se alterar a microestrutura de um material é trabalhar nas suas transformações de fases (CALLISTER Jr., 2012).

As transformações de fases e os tratamentos térmicos são importantes para as propriedades mecânicas dos aços. Alterações no processamento pode resultar em modificações na microestrutura de ligas Fe-C, podendo alcançar determinada transformação de fase, resultante de um tratamento térmico, cujas principais variáveis são a temperatura, a velocidade do tratamento (taxa de resfriamento), e a composição do material (CALLISTER Jr., 2012). Deste modo, é de suma importância o conhecimento do funcionamento dessas variáveis e como elas podem influenciar no comportamento final do material.

Por conseguinte, o presente trabalho visa apresentar as características do processo de transformação de fase de uma liga ferro carbono com composição eutetóide. Para isso, utilizou-se de explicações do seu funcionamento na teoria e como pode ser visto em situações práticas.

## **2. CONCEITOS SOBRE TRANSFORMAÇÕES DE FASE (CALLISTER Jr., 2012)**

### **2.1 Nucleação e Crescimento**

Nas transformações de fases uma nova fase irá aparecer e o processo com que essas transformações ocorrerem é dividido em duas etapas distintas: nucleação e crescimento. A nucleação, que pode ser homogênea ou heterogênea, é a etapa de formação dos núcleos ou de partículas da nova fase. A grande diferença entre os tipos de nucleação é com relação à origem; na homogênea surge uniformemente por toda a fase original, enquanto na heterogênea os núcleos surgem preferencialmente nas superfícies do recipiente, em impurezas insolúveis, nos contornos dos grãos e nas discordâncias. Por sua vez, o processo de crescimento inicia-se quando o núcleo da nova fase se torna estável.

### **2.2 Influência da temperatura nas transformações no estado sólido**

Quando se estuda transformações de fases é importante entender a variação da energia livre ( $\Delta G$ ). Para simplificar o entendimento, suponha que o arranjo da nova fase possua núcleos esféricos de raio  $r$  inseridos em uma fase líquida. A Figura 1 mostra a relação entre a energia livre em função do raio  $r$ . À medida que uma partícula sólida começa a se formar como um aglomerado de átomos no interior de uma fase líquida, sua energia primeiro aumenta. Quando o aglomerado ultrapassa o tamanho correspondente ao *raio crítico* ( $r^*$ ), no ponto da energia de ativação crítica ( $\Delta G^*$ ), é formado um núcleo estável da nova fase, a energia diminui e segue a etapa de crescimento. Se o aglomerado ficar com raio menor que o raio crítico, irá dissolver na fase líquida. Em resumo, à medida que o líquido é resfriado abaixo da temperatura de transformação, ele se torna instável. Nesse momento existe um balanço de energia entre o núcleo e o líquido ao redor, que tenderá a normalizar quando o núcleo atinge o raio crítico.

A Figura 2 mostra como a temperatura afeta o processo de formação dos núcleos. À medida que a temperatura diminui, reduz-se a energia necessária para formação dos núcleos estáveis e, assim, tem-se um aumento na taxa de nucleação. Ou seja, a força motriz para a solidificação aumenta com a diminuição da temperatura, e a velocidade da nucleação aumenta bruscamente. Como conseqüências, em temperaturas de resfriamento baixas os grãos da nova fase tendem a

ser menores, uma vez que a etapa de crescimento é suprimida pela baixa energia de formação dos núcleos.

Figura 1: Relação (a) energia livre em função do raio do embrião/núcleo

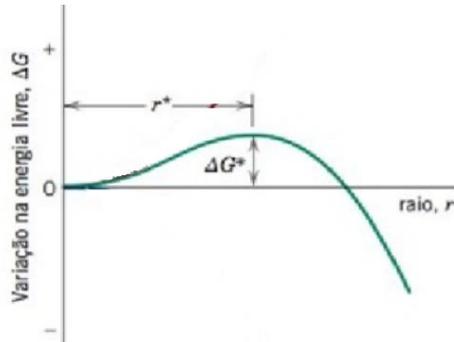
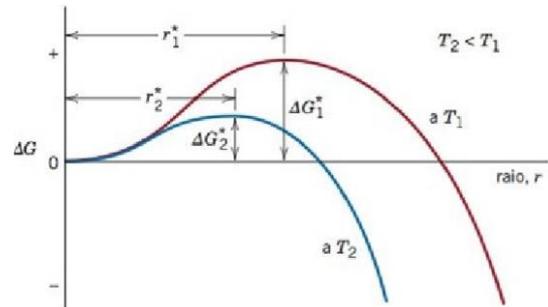


Figura 2: Relação entre temperatura em função do raio do embrião/núcleo



### 2.3 Diagrama de fases Ferro-Carbeto de Ferro (Fe-Fe<sub>3</sub>C)

As ligas ferrosas são aquelas nas quais o ferro é o componente principal, mas o carbono e outros elementos podem estar presentes. No esquema de classificação das ligas ferrosas como base no teor de carbono, existem três tipos de liga, são elas: ferro, aço e ferro fundido. O ferro comercial apresenta teor de carbono inferior a 0,008%. O aço possui teor de carbono entre 0,008% e 2,14%. O ferro fundido tem entre 2,14% e 6,7% de teor de carbono em sua composição.

O diagrama de fases para o sistema Ferro-Carbeto de Ferro é apresentado na Figura 3(a), com duas regiões distintas, das quais têm-se as seguintes observações:

- **Ferro puro:** apresenta duas mudanças de estrutura cristalina antes de ser fundido. Na temperatura ambiente, a forma estável, é chamada de ferrita, ou ferro  $\alpha$ , e tem estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), com baixa solubilidade de carbono, no máximo 0,008%. Na temperatura de 912° C, transforma-se em austenita, ou ferro  $\gamma$ , com estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC) e com solubilidade de carbono. Na temperatura de 1394° C, ocorre outra transformação, a austenita passa da estrutura CFC para CCC, conhecida como ferro  $\delta$ , com baixa solubilidade de carbono. O ferro  $\alpha$  e o ferro  $\gamma$ , pode-se dizer que são os mesmos, diferem apenas ao longo da temperatura que cada um existe.
- **Cementita (Fe<sub>3</sub>C):** é um carbeto de ferro com estrutura ortorrômbica e metaestável à temperatura ambiente, que se forma quando o limite de solubilidade para o carbono no ferro  $\alpha$  é excedido abaixo da temperatura de 727° C.

É possível observar também a existência de dois pontos eutéticos para esse sistema. Um ponto eutético é o ponto de concentração onde a partir do resfriamento, uma fase líquida transforma-se em duas sólidas, ou onde duas fases sólidas ao serem aquecidas transforma-se em uma única fase líquida. O primeiro ocorre para uma composição de 0,76%p C na temperatura de 727° C (Figura 3b) e o segundo ocorre para uma composição de 4,30%p C na temperatura de 1147° C. Neste trabalho será discutido apenas o primeiro, pela sua importância no tratamento térmico dos aços e formação da microestrutura. Para esse caso, a reação eutetóide é representada pela Equação 1, em que a fase austenita ao ser resfriada até uma temperatura abaixo de 727 °C, definida como temperatura eutética, se transforma em duas fases diferentes: ferrita e cementita.

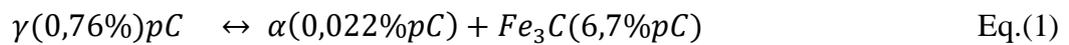
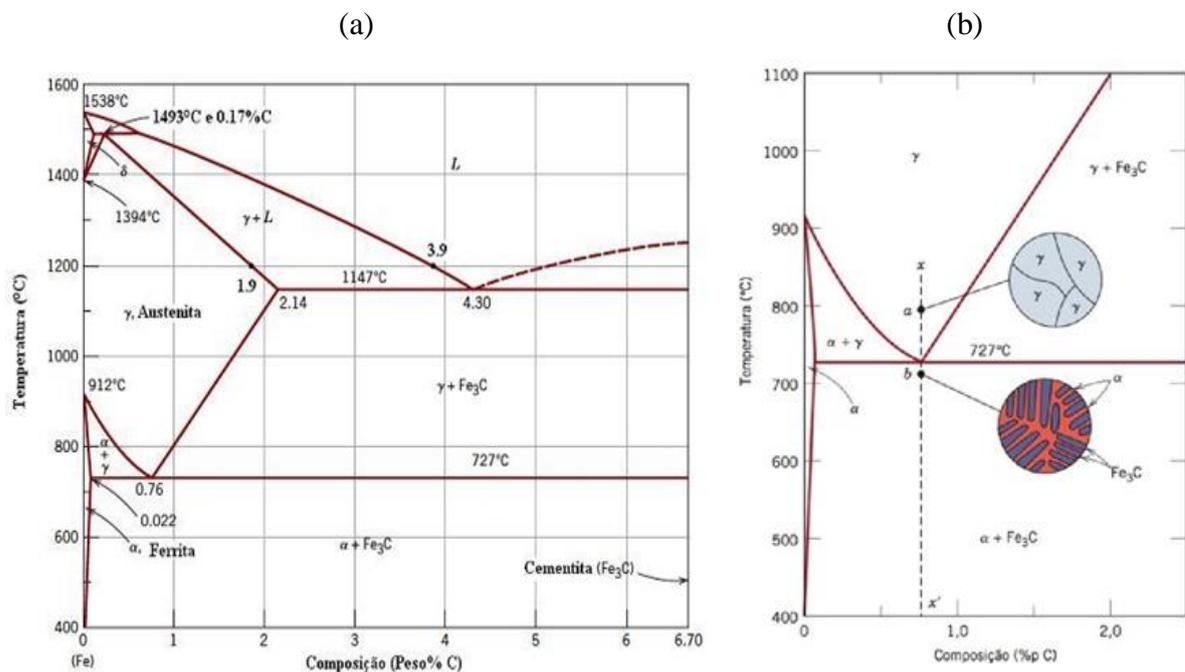


Figura 3: (a) Diagrama de fases ferro-carbeto de ferro; (b) microestruturas para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide (0,76%p C) acima e abaixo da temperatura eutetóide (CALLISTER Jr., 2012)



De forma mais detalhada a Figura 3(b) mostra o caminho percorrido pela reação eutética. No primeiro momento, ponto *a*, existe apenas a fase austenita com composição de 0,76%p C. Com o resfriamento da liga até temperatura abaixo da eutetóide (727° C), no ponto *b*, a austenita se transforma em perlita, cuja microestrutura é constituída de camadas alternadas ou lamelas de ferrita e cementita. A perlita existe como grãos, as camadas claras e mais grossas, são a fase

ferrita, enquanto a fase cementita aparece como lamelas finas, a maioria das quais apresenta coloração escura (CHEN Z. *et al*, 2018).

#### 2.4. Diagrama de transformações isotérmicas para composições eutetóide

A temperatura desempenha um papel importante na taxa de transformação da austenita em perlita. Para mostrar essa relação, tanto em relação ao tempo como em relação à temperatura, é apresentada a Figura 4. Nela os eixos vertical e horizontal são, respectivamente, a temperatura e o logaritmo do tempo, medida ao longo de uma faixa de temperaturas. Duas curvas contínuas estão traçadas; uma representa o tempo necessário em cada temperatura para o início da transformação; a outra representa o término da transformação. A curva tracejada corresponde a 50% da transformação concluída. A curva superior em forma de 'S' indica como é montada as curvas abaixo. A temperatura eutetóide está indicada na parte de cima do gráfico, para temperaturas acima dela e em qualquer tempo só existirá austenita (estável). A transformação de austenita em perlita só irá ocorrer quando a liga for resfriada para temperaturas abaixo da eutetóide. A depender da temperatura (Figura 5), poderão existir as seguintes fases:

- **Perlita grosseira (PG):** formada em temperaturas logo abaixo da eutetóide, terá camadas relativamente grossas das fases ferrita  $\alpha$  e da fase  $Fe_3C$ , existindo na região a direita e na parte superior da curva de fim da transformação;
- **Perlita fina (PF):** formada em temperaturas próximas de  $540^\circ C$ , está indicada pela região a direita e parte inferior da curva de fim de transformação e tem estrutura com camadas finas;
- **Bainita (B):** formada na faixa de temperaturas de  $215$  a  $540^\circ C$  é constituída por grãos extremamente finos composto por uma matriz de ferrita e partículas alongadas de  $Fe_3C$ ;
- **Cementita globulizada (CG):** é formada quando aços com microestrutura perlítica ou bainítica são aquecidos a uma temperatura abaixo da eutetóide por um período de 18 a 24 h, tem microestrutura de ferrita em aspecto esférico dispersa em uma matriz contínua da fase  $\alpha$ . Essa transformação ocorre mediante a difusão adicional de carbono, sem nenhuma mudança nas composições ou nas quantidades relativas das fases ferrita e cementita;
- **Martensita (M):** é uma transformação adifusional que se forma quando aços austenizados são submetidos a uma taxa de resfriamento brusca e rápida, suficiente para prevenir a difusão do carbono. Por não haver processos difusionais, a transformação é quase que instantânea.

Figura 4: Representação transformação da austenita em perlita (CALLISTER Jr., 2012)

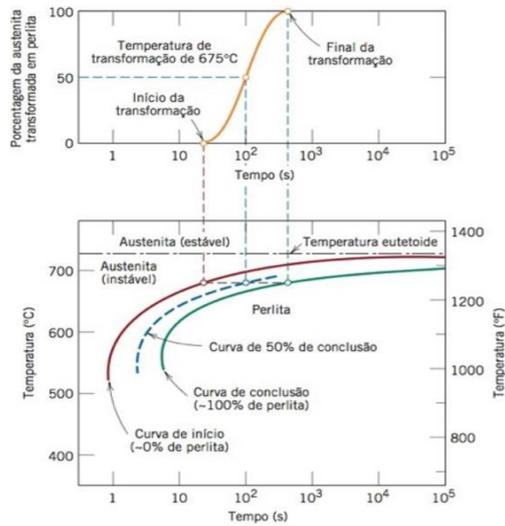
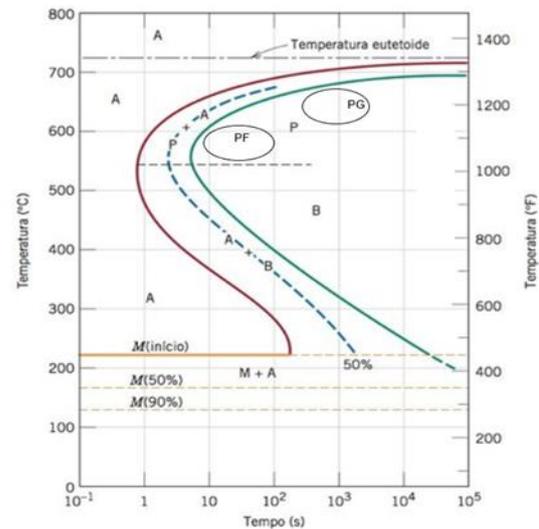


Figura 5: Diagrama de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide (CALLISTER Jr., 2012)



A taxa de transformação em uma dada temperatura é inversamente proporcional ao tempo necessário para que ocorra 50% da reação, parte superior da Figura 4. Sendo assim, em temperaturas ligeiramente menor que a eutetóide são necessários tempos muito longos para ter 50% da transformação e, portanto, a taxa de transformação é muito lenta. A temperatura é capaz de influenciar na taxa de transformação da austenita em perlita e, influenciar na microestrutura e na distância interlamelar final da liga de aço e, por conseguinte, nas propriedades mecânicas.

A microestrutura e o espaçamento interlamelar da perlita dependerá da temperatura, da taxa e do tempo de resfriamento, a qual definirá o comportamento mecânico do material. Vê-se, pela Figura 4, que para resfriamentos a temperaturas ligeiramente abaixo da eutética, maior será o tempo de início e fim da transformação. Esse comportamento está diretamente relacionado a energia livre do sistema, no qual, para altas temperaturas maior será a barreira para se atingir a nucleação estável. A taxa de resfriamento por sua vez irá influenciar o quão próximas estarão os grãos de perlita, em baixas taxas mais próximos estarão os grãos de perlita e menor será a distância interlamelar. Por fim, em seu estudo, Baker *et al.* (2019) constatou que o decréscimo do espaço interlamelar dos aços perlíticos provoca um aumento nas forças de escoamento ao custo de reduzir a ductilidade a tração.

### 3. APLICAÇÃO DOS CONCEITOS DE TRANSFORMAÇÕES DE FASE EM LIGAS METÁLICAS

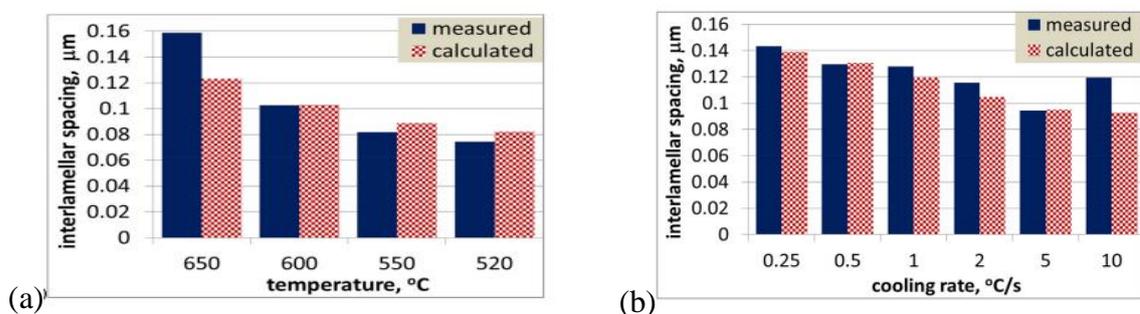
#### 3.1. Seleção do melhor modelo de transformação de fase para otimização do processo produtivo de trilhos de aços perlíticos

A melhoria das propriedades dos trilhos se caracteriza pelo aumento da resistência ao desgaste, resistência à fadiga e resistência ao início de defeitos de contato-fadiga, que podem ser obtidos para certas microestruturas de aço, normalmente aços perlíticos. Para esta microestrutura, a dureza aumenta à medida que o espaçamento interlamelar diminui, ou conforme a fração de cementita dentro da perlita aumenta (KUZIAK *et al.*, 2019). O espaçamento interlamelar pode ser refinado pela execução da transformação a baixas temperaturas.

Kuziak *et al.* (2019) utilizou de modelos pré-estabelecidos sobre o comportamento de aços perlíticos para simular diversos processos produtivos e como eles influenciariam no produto final, em aspectos físicos e também de custos. Após isso, foram feitos testes *in loco* e, foi possível comparar não só os diferentes métodos, mas também a precisão da simulação computacional para previsão da microestrutura.

Os testes de Kuziak *et al.* (2019) envolviam as variações de tempo e temperatura no tratamento do aço. Foram testadas transformações com temperaturas constantes, ou com diferentes taxas de resfriamento. A Figura 6 apresentam os resultados do espaçamento interlamelar da perlita nesse sentido.

Figura 6: Espaçamento interlamelar para transformações (a) isotérmicas e (b) taxas constantes de resfriamento (KUZIAK *et al.*, 2019)



Como é possível perceber, alterações na temperatura de resfriamento e na cinética da transformação alteram o espaçamento interlamelar da liga Fe-C. Esse espaçamento interlamelar é o que ditará o comportamento do material quando submetido à esforços externos. Assim, de

forma geral, a escolha do tipo de tratamento a ser utilizado dependerá das propriedades requeridas. Como visto na Figura 6(a), é possível ver que, ao resfriar, isotermicamente, na temperatura de 650° C tem-se uma perlita grosseira com espaçamento interlamelar da ordem de 2 vezes maior que a perlita fina na temperatura de 520° C. Observando a Figura 5 é possível identificar a faixa de temperatura de formação da perlita fina ou grossa. A perlita fina por ter um espaçamento interlamelar menor somado ao fato de ter maior área de contorno de grãos, possui maior resistência em relação a perlita grosseira, contudo, possui menor ductilidade.

Microestruturas de amostras de aços perlíticos são mostradas na Figura 7 para testes isotérmicos e na Figura 8 para testes com taxa de resfriamento constante. Percebe-se que, o espaçamento interlamelar diminui a partir da redução da temperatura no teste isotérmico e, também, com o aumento da taxa de resfriamento no teste com taxa de resfriamento constante (KUZIYAK *et al.*, 2019).

Figura 7: Microestrutura de amostras após testes isotérmicos a 650° C (a), 600° C (b), 550° C (c), 520° C (d) (KUZIYAK *et al.*, 2019)

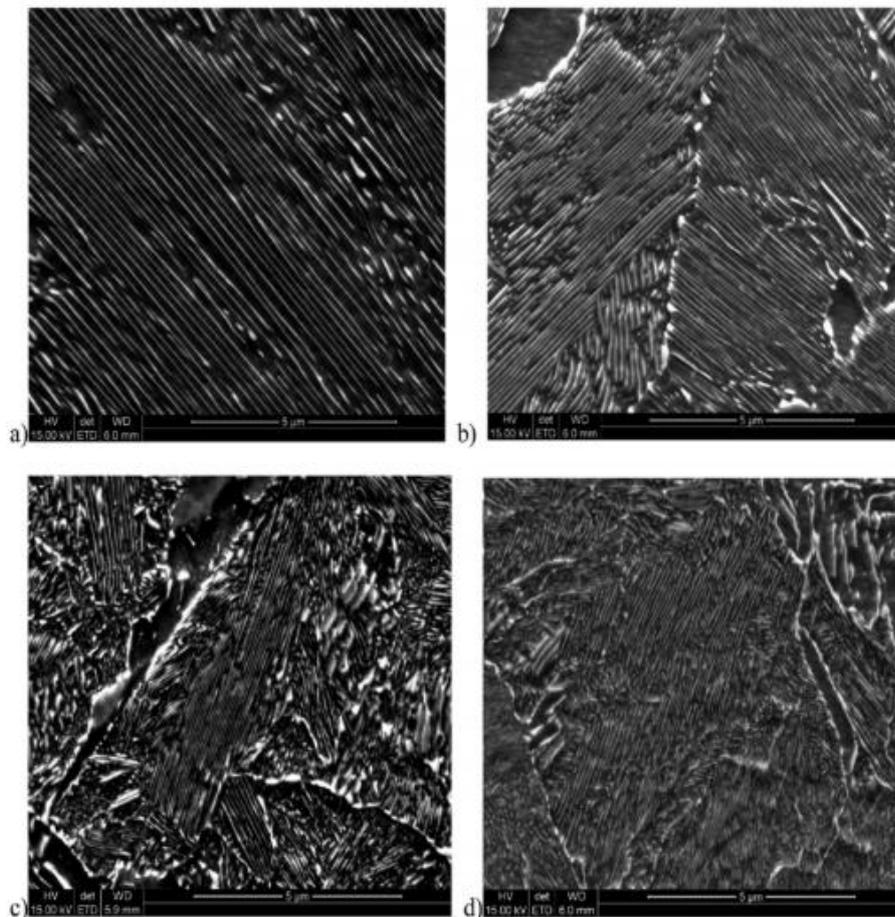
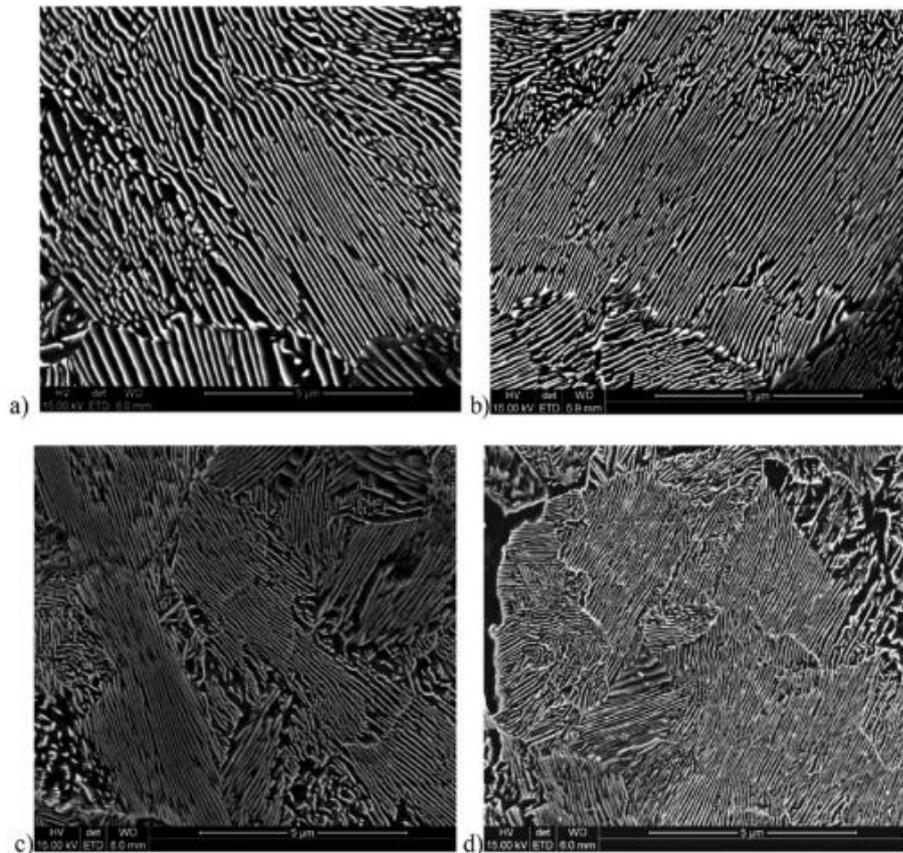


Figura 8: Microestruturas de amostras após testes com taxa de resfriamento constante de  $0,25^{\circ}$  C/s (a),  $1^{\circ}$  C/s (b),  $5^{\circ}$  C/s (c),  $10^{\circ}$  C/s (d) (KUZIYAK *et al.*, 2019)



De acordo com Baker *et al.* (2019), essa redução do espaçamento interlamelar torna o comportamento do material menos dúctil, uma vez que, se dificulta a movimentação dos grãos quando o material é solicitado à tração.

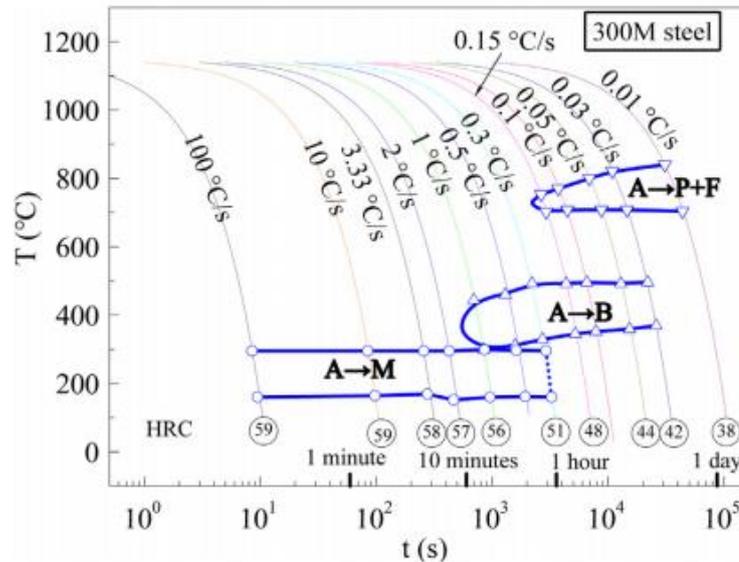
### 3.2. Investigação in-situ dos comportamentos de transformação de fase do aço 300M no processo de resfriamento contínuo

Chen *et al.* (2018) investigou o comportamento detalhado *in situ* da transformação de fase do aço 300M durante o resfriamento contínuo. O aço 300M é uma espécie de aço com ultra resistência (maior que 1800 MPa) e tem sido amplamente utilizado em trens de pouso de aeronaves, peças de fuselagem e vasos de pressão, em virtude de suas excelentes propriedades mecânicas (CHEN, *et al.* 2018).

De acordo com Chen *et al.* (2018), a formação das fases perlita, bainita e martensita foram identificadas na faixa de taxa de resfriamento de  $0,01^{\circ}$  -  $0,15^{\circ}$  C/s,  $0,03^{\circ}$  -  $1^{\circ}$  C/s e  $0,3^{\circ}$  -  $100^{\circ}$  C/s, respectivamente. A partir das observações *in situ* foi construído um diagrama de

transformação de fase com resfriamento contínuo, o qual foi verificado por metalografia e comparado com dilatometria (Figura 9).

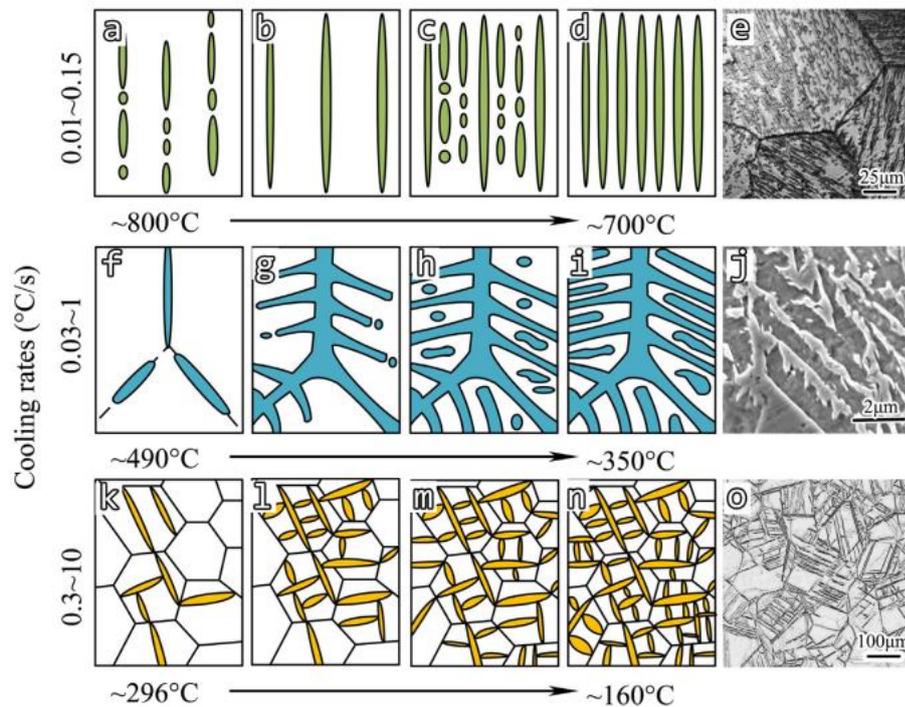
Figura 9: Diagrama de transformação contínua de resfriamento de aço 300M (CHEN, *et al.* 2018)



De acordo com Chen *et al.* (2018), quanto maior o teor de carbono, maior a resistência da transformação de fase e, portanto, menores são as temperaturas de transição de fase. O processo de transformação de fase de perlita, bainita e martensita estão ilustrados na Figura 10.

À uma taxa de resfriamento lenta de 0,01 – 0,015 ° C/s a formação da perlita se deu de uma maneira que a lamela recém-formada tornou a lamela formada mais densa a temperaturas mais altas, isto pode ser explicado pela difusão do carbono sob a força motriz da redução da energia livre (CHEN, *et al.* 2018). O processo de transformação da bainita foi dominado pela difusão elementar e o crescimento da bainita foi direcional, com nucleação primeiramente nos limites dos grãos onde a densidade de deslocamento era relativamente alta (CHEN, *et al.* 2018). Na taxa de resfriamento rápido ( $\geq 0,3^\circ$  C/s), formou-se martensita por cisalhamento devido ao movimento atômico lento e tempo insuficiente para a difusão; as ripas martensitas terminam nos limites dos grãos, como eles fossem obstáculos para a formação da martensita (CHEN, *et al.* 2018).

Figura 10: Ilustração da formação de perlita, bainita e martensita, com observação in situ estão respectivamente em (a) - (e), (f) - (j) e (k) - (o) (CHEN, et al. 2018)



De acordo com Chen *et al.* (2018), em aplicações industriais, uma boa usinagem pode ser obtida a uma taxa de resfriamento inferior a  $0,03^\circ \text{C/s}$ . A bainita inferior tem excelentes propriedades mecânicas, a fim de se obter uma combinação de alta resistência e alto desempenho de fadiga, a taxa de resfriamento pode ser controlada a  $0,1 - 1^\circ \text{C/s}$ .

#### 4. CONCLUSÃO

Foi possível observar neste artigo que, é possível reduzir o espaçamento interlamelar em aços perlíticos através do aumento da taxa de resfriamento do material e por meio da redução de temperatura em testes com temperatura constante. Isso se dá pelo fato de que o resfriamento brusco do material, impede que haja uma organização uniforme dos grãos.

Alterando-se a forma de processamento do material, pode-se obter diferenças em seu comportamento, devido a alterações em sua microestrutura. Mostrou-se que, é possível reduzir a deformação plástica de materiais através da inserção de elemento liga, no caso o aumento do teor de carbono age como bloqueio do movimento de discordâncias. E, por meio da diminuição do tamanho dos grãos, reduzindo o espaçamento interlamelar pode-se dificultar o escoamento do material.

## REFERÊNCIAS

- BAKER, I.; WU, M.; WANG, Z. Eutectic/eutectoid multi-principle component alloys: A review. *Materials Characterization*, n. 174, p. 545-557, Estados Unidos, 2018
- CALLISTER Jr, W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. LTC – Livros Técnicos e Científicos. Rio de Janeiro. 2012. 8ª Edição.
- CHEN, R.; ZHENG, Z.; LI, N.; LI, J.; FENG, F. In-situ investigation of phase transformation behaviors of 300M steel in continuous cooling process. *Materials Characterization*, n. 144, p. 400-410, China, 2018.
- KUZIĄK, R.; PIDVYSOTS'KYY, V.; PERNACH, M.; RAUCH, L.; ZYGMUNT, T.; PIETRZYK, T. Selection of the best phase transformation model for optimization of manufacturing processes of pearlitic steel rails. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, n. 19, p. 535-546, Wrocław Poland, 2019.
- CHEN, Z.; ZHANG, Y.; WANG, S.; ZHANG, J. Y.; ZHANG, P. Microstructure and mechanical properties of undercooled Fe<sub>80</sub>C<sub>5</sub>Si<sub>10</sub>B<sub>5</sub> eutectic alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, n. 747, p. 846-853, China, 2018.