

Diagrama do Ferro Hipereutético segundo Análise Térmica Eutética

Por Antonio George

O presente artigo tem como objetivo não entrar no conceito detalhado do Diagrama de Equilíbrio Fe-C, mas focar na formação das grafitas no Ferro Hipereutético, muito aplicado de um modo geral aos Ferros Nodulares. Observar que no Conceito Estável o ângulo da linha de formação da grafita pouco se altera, ficando entre 45 a 60 ° aproximadamente na composição ternária Fe-C-Si. O ponto eutético mudará drasticamente, sem afetar a angularidade da linha “liquidus” hipereutética, daí a importância de usar Diagramas acrescidos de linhas tracejadas do Conceito Estável.

Interessante este lado do Diagrama de Equilíbrio Fe-C, apresentado muitas vezes sem a linha de precipitação das grafitas, acima da linha do Eutético e acima da linha da fase Fe_3C . Lembrando que realmente a maioria dos Diagramas de Equilíbrio Fe-C é de natureza metaestável (linhas contínuas), ou seja Diagrama Fe- Fe_3C . Entretanto o equilíbrio estável (linhas tracejadas) é o mais utilizado em fundições de ferro fundido principalmente quando utiliza a Análise Térmica Eutética. Isto induz à liga Ferro – Grafita quando a velocidade de resfriamento for lenta, disponibilizando o carbono para as grafitas, principalmente quando adicionamos embriões através de elementos formadores das grafitas, essenciais para obter um ferro fundido comum, evitando desta forma o Fe_3C .

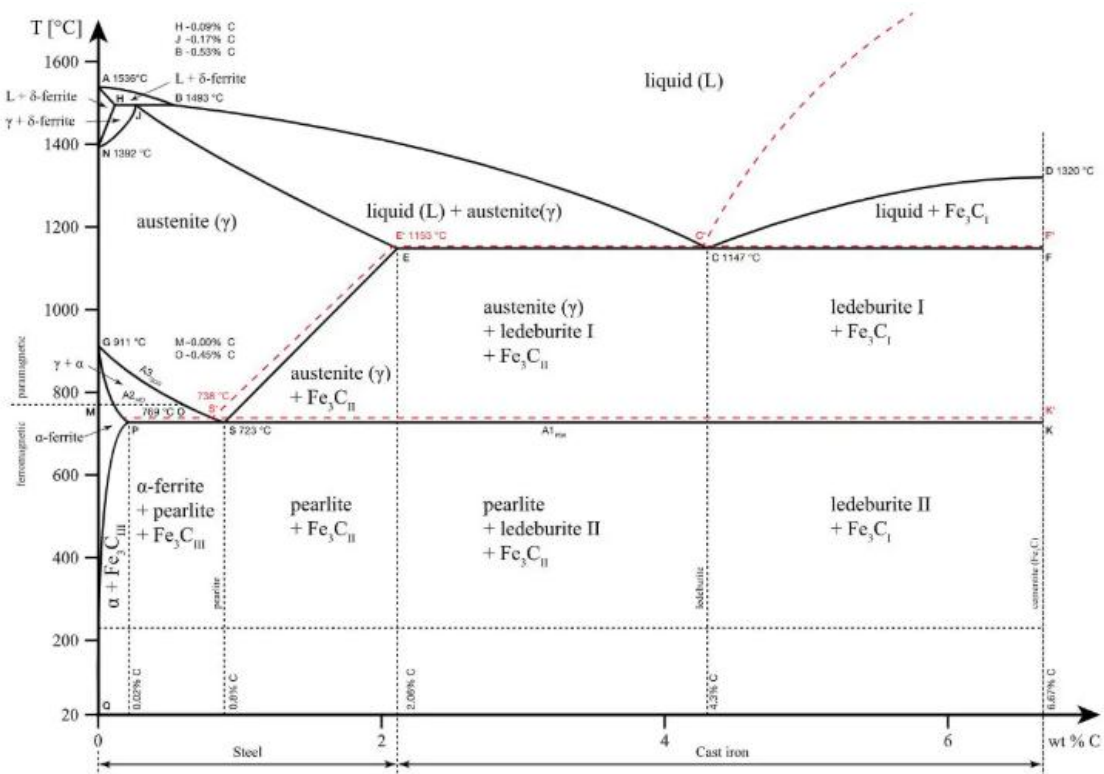


Figura 1 – Diagrama de Equilíbrio Fe-C (1)

Portanto, ao analisarmos um Diagrama de Equilíbrio (Figura 1) voltado para a produção de ferro fundido comum, tendo em vista adição de Si, tem que considerar os dois tipos de reações tanto ao sistema metaestável (Fe-cementita) com as fases descritas, bem como ao sistema estável (Fe-grafita) com as fases não descritas no Diagrama, principalmente as linhas tracejadas, onde se encaixam a maioria em volume dos ferros fundidos cinzentos e nodulares.

Neste caso as ligas sendo ternárias, comuns aos ferros fundidos com a adição relativamente elevada do FeSi, haverá uma distorção no Diagrama, alterando algumas fases principalmente a do Fe_3C . Uma alternativa é utilizar o conceito ou fórmula do Carbono Equivalente (CE), que possibilita levar em consideração o efeito do silício nas transformações estruturais, representado pela fórmula:

$$CE = \%C + 1/3 (\%Si) + 1/3 (\%P)$$

A maioria dos ferros fundidos em volume não possuem adições de fósforo e seu residual é muito baixo que não chega alterar as propriedades. Portanto teríamos para adotar o conceito do CE apenas os elementos carbono e silício, como segue:

$$CE = \%C + 1/3 (\%Si)$$

A maioria dos ferros fundidos tem ou são adicionados FeSi, para obter no final da solidificação um teor de silício, somados da carga metálica, na forma de correções no forno, bem como nas inoculações. O Diagrama de Equilíbrio para esta condição muda o ponto eutético e principalmente muda a fase metaestável.

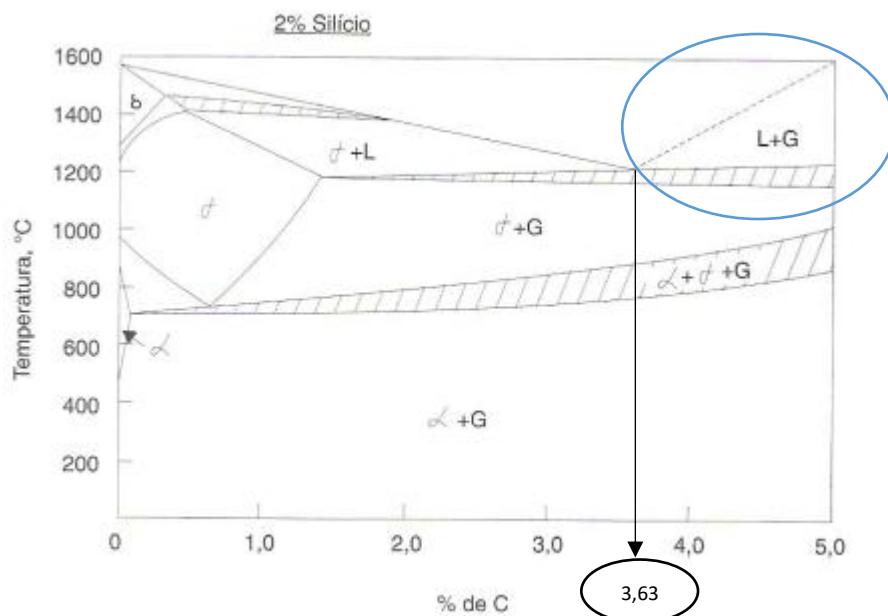


Figura 2 – Diagrama de Equilíbrio com 2% de silício (2)

Na Figura 2, com adição de silício na casa de 2%, observa-se no lado direito do Diagrama, o ferro hipereutético apresenta como primeira linha de fase, abaixo da linha “liquidus” a precipitação somente de grafitas. Importante observar que a linha tracejada “liquidus” hipereutética praticamente não muda de ângulo. O ponto eutético calculado pelo conceito CE muda muito e seria:

$$CE = \%C + 1/3 (\%Si) \rightarrow 4,3 = \%C + 2,0/3 \rightarrow \%C = 4,3 - 0,67 \rightarrow \%C = 3,63$$

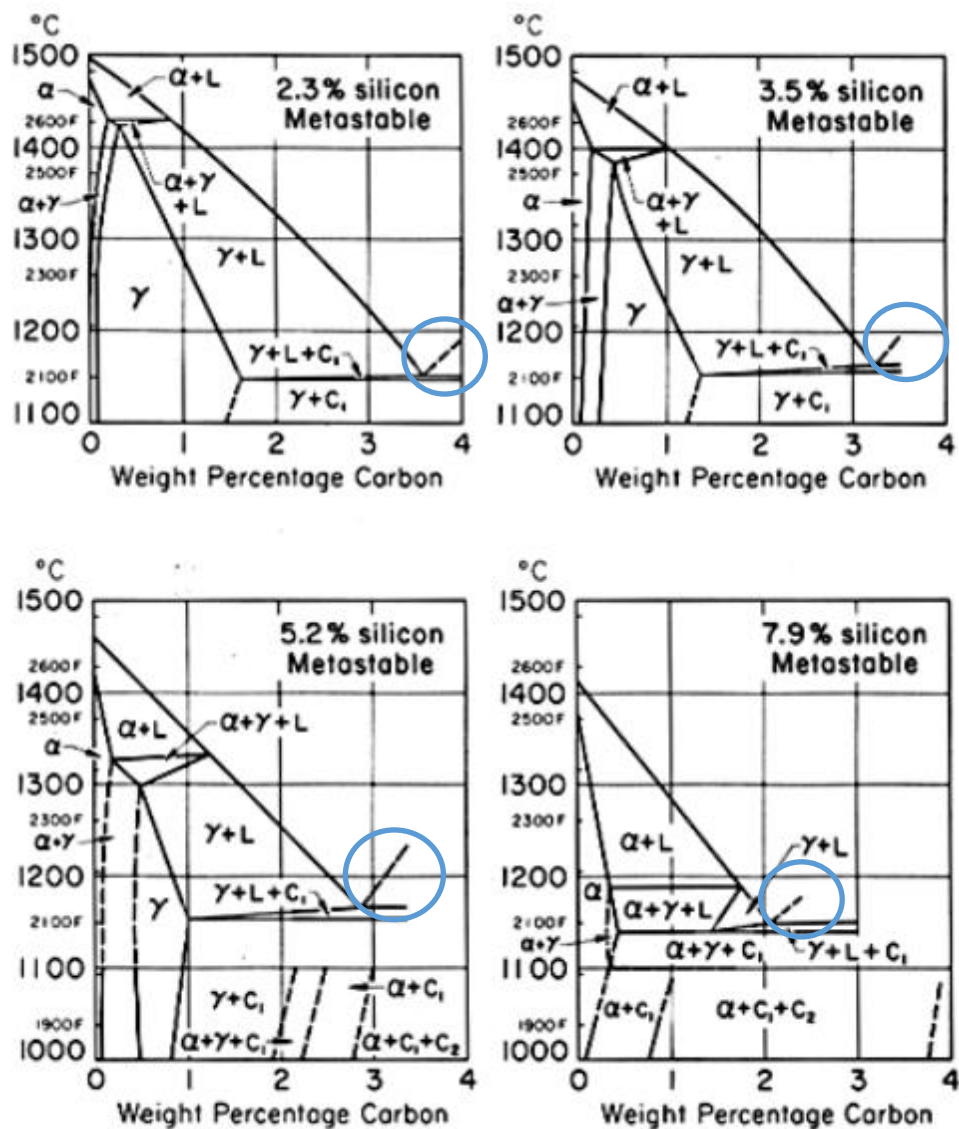


Figura 3 – Diagrama de Equilíbrio com diferentes teores de silício (2)

Na Figura 3, com adição de silício observa-se no lado direito do Diagrama, o ferro hipereutético apresenta como primeira linha de fase, abaixo da linha “liquidus” a precipitação somente de grafitas. Importante observar que a linha tracejada “liquidus” hipereutética (círculo azul) praticamente não muda de ângulo.

Em resumo, as ligas ternárias Fe-C-Si apresentam após o ponto eutético estável, uma linha crescente de precipitação de grafita tracejada constante, com um ângulo similares em qualquer condição de composição química ternária, desde que seja obedecida uma condição de resfriamento lento.

Na verdade, a precipitação das grafitas no conceito estável tem início na temperatura em torno de 1.153 °C em toda fase hipoeutética até o ponto eutético. A partir do ponto eutético, com aumento do teor de carbono na fase hipereutética, a linha de precipitação das grafitas muda para uma linha com ângulo constante crescente, ou seja quanto mais carbono, mais alterações são impostas nas precipitações das grafitas. Por este motivo, o conceito de Análise Térmica Eutética tem teorias diferentes para cada lado do Diagrama.

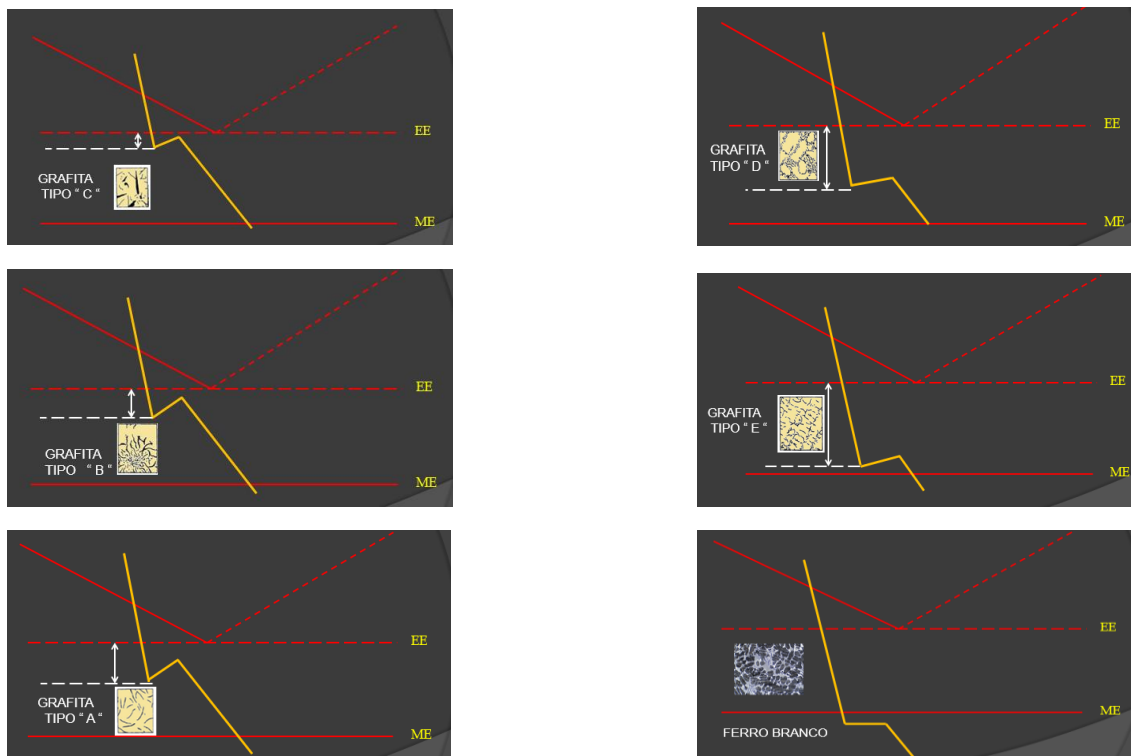


Figura 4 – Curvas de resfriamento da fase hipoeutético para ferro cinzento (3)

Na Figura 4, os ferros hipoeutéticos podem obter na mesma composição química todos os tipos de grafita. A alteração se dá pelo estado físico do metal com mais ou menos embriões. O mesmo pode ocorrer também com diferentes composições químicas, porém só altera a quantidade de grafita em volume. Evidentemente em todos estes casos, mudam as propriedades mecânicas.

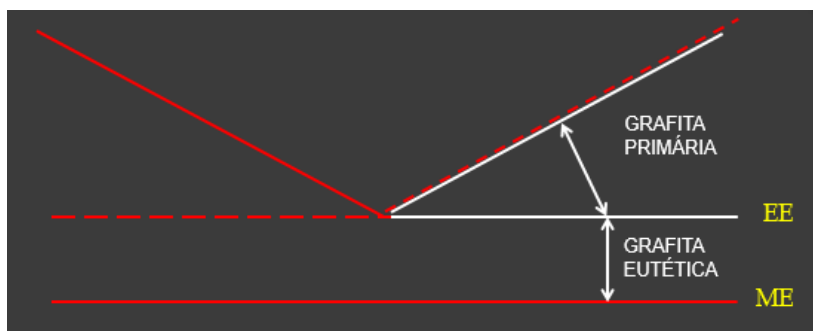


Figura 5 – Identificação das áreas de precipitações de grafitas no ferro hipereutético (3)

A Figura 5 identificada as áreas de precipitação de grafitas dos ferros hipereutéticos, normalmente ferros fundidos nodulares. Acima da linha do eutético estável (EE) estão os nódulos primários e abaixo os nódulos eutéticos ou secundários.

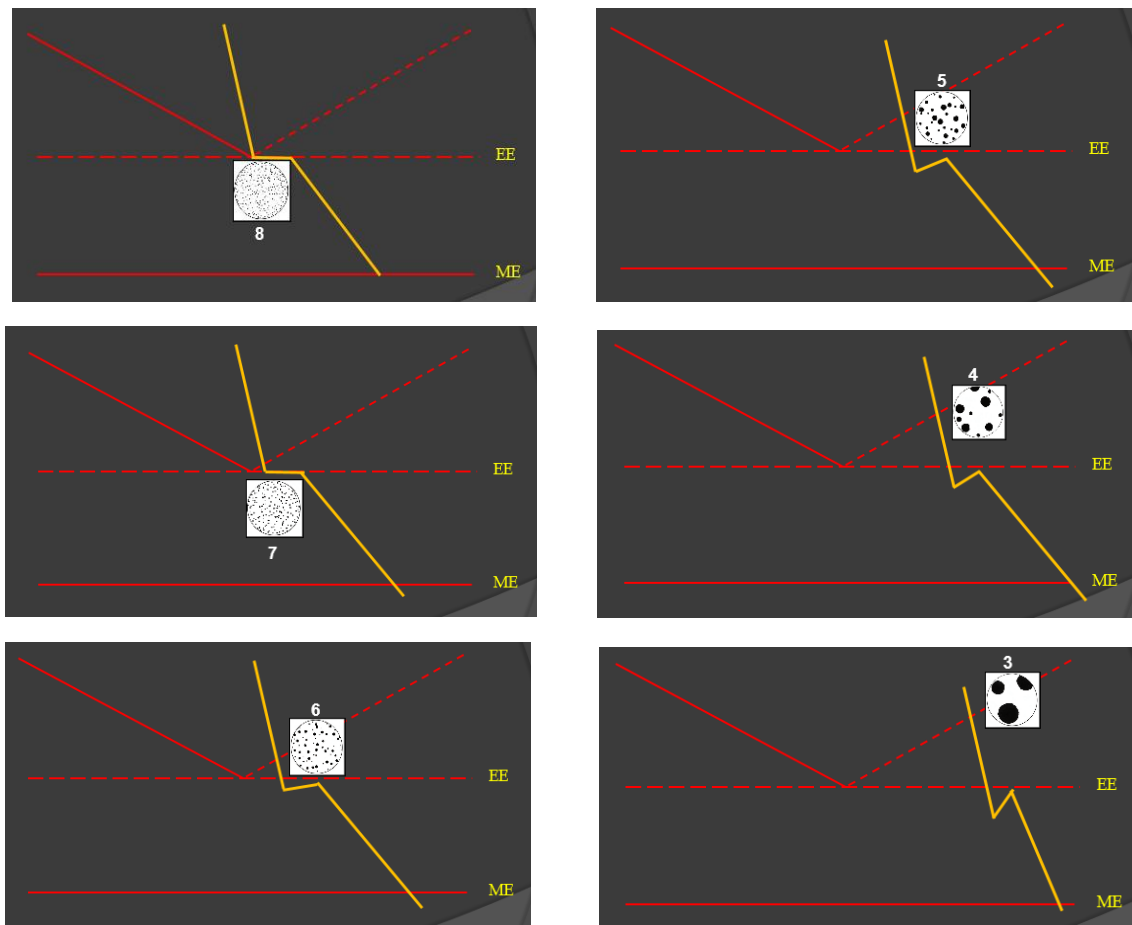


Figura 6 – Curvas de resfriamento da fase hipereutética para ferro nodular (4)

A Figura 6 exemplifica como a linha tracejada influi no tamanho e quantidade de nódulo, a medida que for distanciando do ponto eutético, com o aumento do teor de C. Os nódulos tamanhos 7 e 8 são formados muito próximos ao ponto eutético, precipitam sempre em maior quantidade e possuem uma curva de resfriamento típico deste tamanho de nódulo. O undercooling e a recalcência são muito baixos, característicos de nódulos secundários. Já os tamanhos de 3 a 6, considerados primários, formam-se acima do EE, precipitam sempre em menor quantidade e tem uma curva diferenciada com alto undercooling e recalcência.

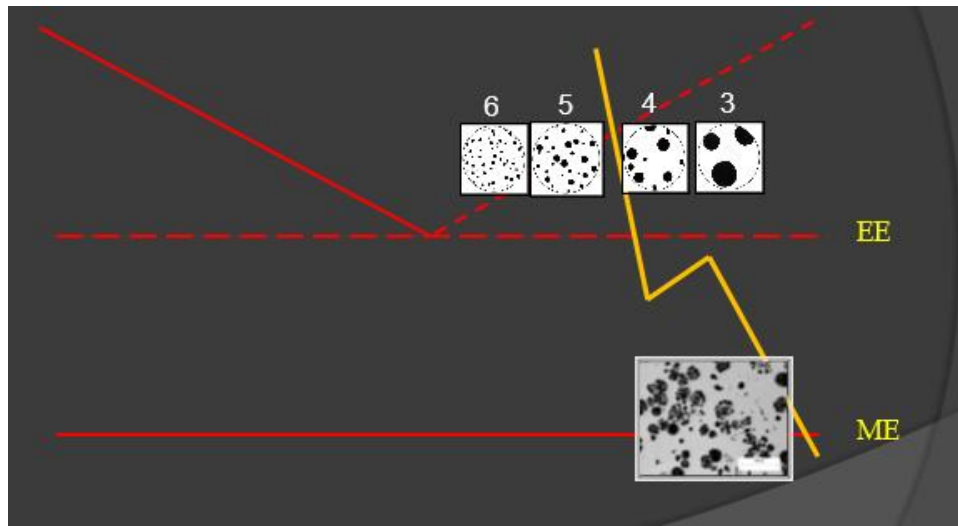


Figura 7 – Nódulos primários com probabilidade de precipitar na forma explodida (5)

Os nódulos tamanhos 3 a 5 precipitados junto a linha “liquidus” tracejada, que dá início a formação das grafitas, tendem a ter nódulos explodidos (Figura 7). Isto se deve ao fato de que o nódulo mais antigo tem crescimento numa temperatura alta e continua crescendo enquanto há líquido e atinge o máximo de coesão, havendo rompimento do nódulo, fragmentando-o até chegar ao final da solidificação na linha do metaestável. Este fato torna-se mais grave, quando o tempo de resfriamento for elevado.



Figura 8 - Curva de resfriamento (linha amarela) e sua derivada (linha azul) de um metal hipereutético. (6)

Nas curvas de resfriamento identificamos algumas variáveis no conceito Análise Térmica Eutética (Figura 8), muito úteis na performance do metal em produção (chão de fábrica). Estas variáveis da ATE, são passíveis de correções ainda no forno com metal líquido, corrigindo a tempo, antes de ser liberado para linha de produção. As variáveis mais importantes da tela figura 8 são:

PICO= 1376 °C – é fundamental ter essa temperatura acima de 1300 °C, para incorporar um histórico de inclinação (VETOR) para cálculo da derivada, obtendo dados precisos quando o vetor mudar de direção e apontar a primeira variável importante da curva de resfriamento (TL).

TL= 1135 °C – a temperatura “liquidus” é importante ter conhecimento, pois mostra o início da fase inicial de formação da austenita, primeira fase metálica formada no Diagrama Fe-C.

Lembrando que acima desta temperatura no ferro hipereutético, já tem formados inúmeros nódulos de grafita, porém isto não é observado pela curva de resfriamento porque o nódulo não é metálico e sim deduzido pela linha tracejada constantes no Diagrama Fe-C. No caso dos ferros hipereutético, a TL ocorrerá somente em temperaturas muito baixas, próximo da linha EE quando inicia a fase de formação das austenitas.

CE= 4,50 % - em função do ponto indentificado como sendo a TL, calcula-se o Carbono Equivalente. Neste caso, conforme abordagens acima, teremos precipitações excessivas de nódulos de grafitas primárias para este nível de CE alto.

TSE= 1135 °C – a Temperatura de Solidificação do Eutético, também conhecido como sendo o de Superesfriamento ou “Undercooling”, indica sempre a precipitação dos nódulos de grafitas secundárias ou eutéticas em todas as curvas obtidas com o resfriamento.

TRE= 1148 – a Temperatura de Requaquecimento do Eutético (Recalescência) indica o volume de crescimento dos nódulos de grafitas totais (primários e secundários).

REC= 13,5 °C – a Recalescência indica neste caso mais alta, a precipitações de nódulos de grafitas primárias, com forte tendencia à rechupes.

TF= 1090 °C – a Temperatura Final de solidificação indica também a linha do Metaestável do Diagrama Fe-C.

DELTA EUTÉTICO – é um cálculo realizado na ATE para ter uma visão simplificada da distância com relação ao EE. O cálculo é realizado com $1153 - TSE$.

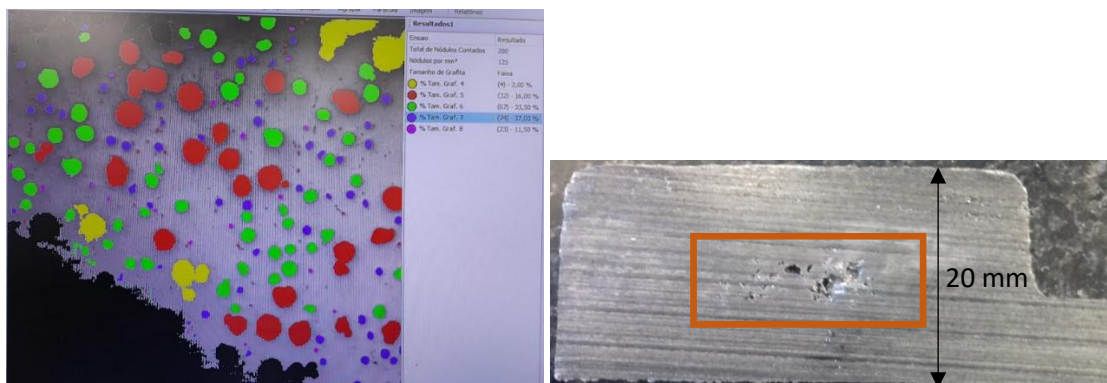


Figura 9 – Metalografia/Rechupe da peça fundida com a curva de resfriamento da Figura 8

A metalografia da Figura 9 foi retirada próxima do rechupe secundário da foto ao lado, ocorrido por conta da baixa quantidade de nódulos (125 mm^2) e também provocado pelo excesso de nódulos de grafitas primárias como segue:

- Tamanho 4 = 2,0 %
- Tamanho 5 = 12,0 %
- Tamanho 6 = 33,5 %

A quantidade de nódulos de grafitas de tamanho ideal para evitar rechupes ficaram muito baixas:

- Tamanho 7 = 37,0 %
- Tamanho 8 = 11,5 %



Figura 10 – Curva de resfriamento após correções na composição química, na carga metálica e nas correções no metal líquido. (6)

A curva de resfriamento da Figura 10 ficou no início da linha tracejada do diagrama Fe-C, no ponto eutético, e saiu do campo de maior tendência a grafitas primárias da Figura 8.

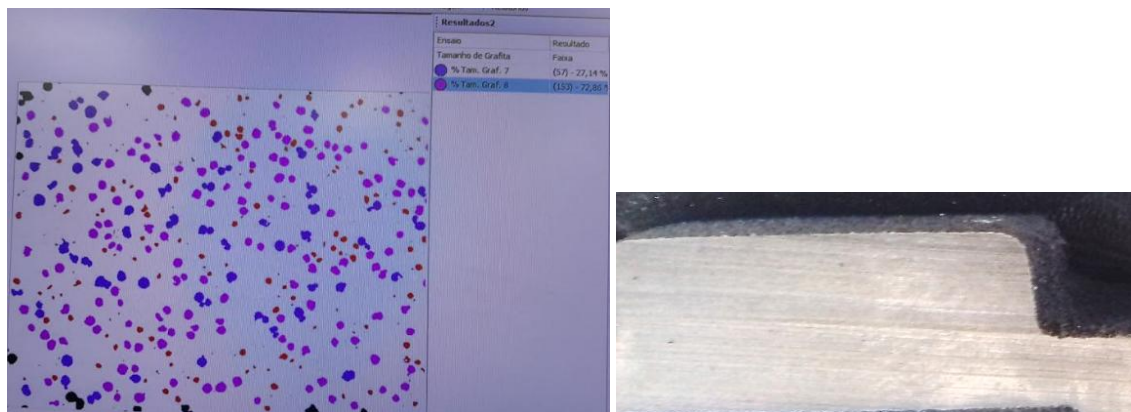


Figura 11 - Metalografia da peça fundida com a curva de resfriamento da Figura 10.

A metalografia da Figura 11 foi retirada do centro da massa da foto ao lado, com apenas 210 nódulos/mm² e um aumento de 68% , o que contribuiu também para resolver o problema de rechupe. Os tamanhos dos nódulos ficaram em:

- Tamanho 7 = 27,14 %
- Tamanho 8 = 72,86 %

Uma outra constatação da Análise Térmica Eutética, onde ela derruba um conceito de que: “o Diagrama de Equilíbrio Fe-C é de natureza metaestável (Fe_3C), como sendo numa condição de equilíbrio são tais que ocorre a decomposição do Fe_3C em Fe e C, este último em grafita”(2). Comprovadamente a curva de resfriamento mostra inicialmente a formação do composto Fe-C precipitando as grafitas até o ponto TRE (Figura 8). Se após a formação das grafitas não for utilizados todo o C disponível, por falta de embriões, o C resultante irá formar os Fe_3C entre o TRE e o TF(Figura 8 , linha metaestável).

CONCLUSÃO:

Demonstrado a importancia das linhas de precipitações das grafitas a partir do Conceito Estável.

O interesse abrange a maioria das fundições de ferros cinzentos e principalmente nodulares hipereutéticos.

Fundições de ferro branco - Fe_3C , não chegam neste patamar de ferro hipereutético.

A utilização da curva de resfriamento através da Análise Térmica Eutética consegue definir antecipadamente o tamanho e quantidade de nódulos, fundamentais na formação dos ferros nodulares.

O exemplo apresentando de rechupe com a sua solução, eliminando refugos e aumentando rendimento metalurgico, demonstra a importância da Análise Térmica Eutética como uma ferramenta definitiva no processo de fundição.

BIBLIOGRAFIA:

IRON-CARBON PHASE DIAGRAM EXPLAINED – Published 10.03.2020 by Andreas Velling (1)

AÇOS E FERROS FUNDIDOS – Edição 1984 – Vicente Chiaverini (2)

ANÁLISE TÉRMICA EUTÉTICA – Palestra em Itaúna 2019 – Antonio George (3)

ANÁLISE TÉRMICA EUTÉTICA – Palestra em Ribeirão Preto 2026 – Antonio George (4)

ANÁLISE TÉRMICA EUTÉTICA – Palestra em Itaúna 2026 – Antonio George (5)

CARBOMAX DELTA – Curvas de resfriamento 2024 – Italterm.(6)

METALURGIA DOS FERROS FUNDIDOS – Conceitos de Nucleação IPT 1989 – Adalberto Bierrenbach / Castello Branco