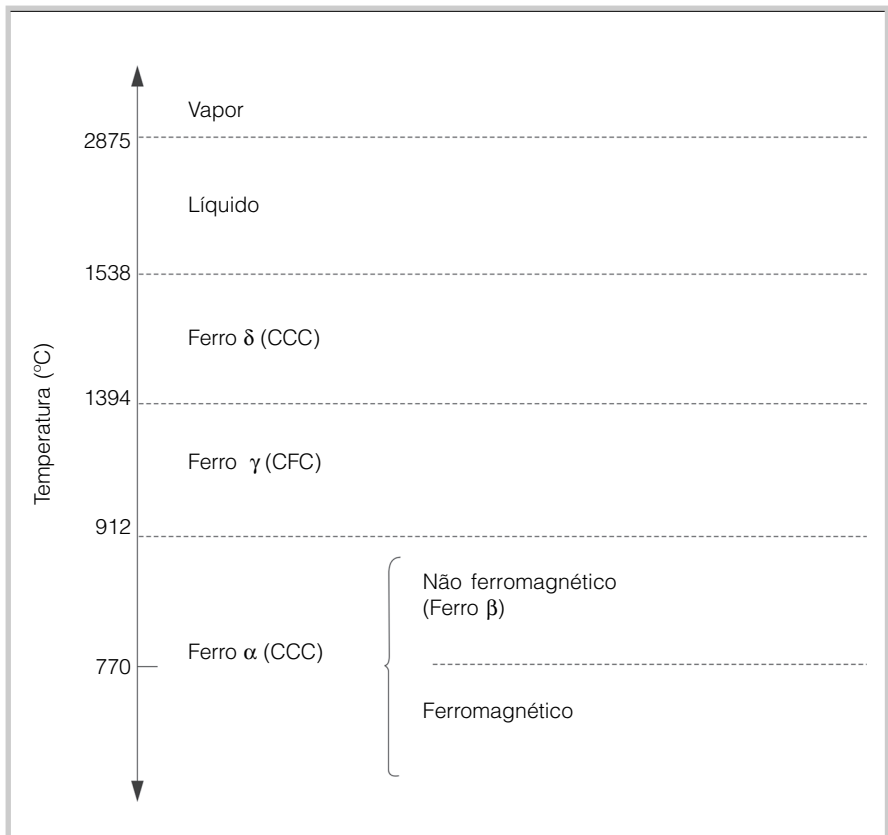


O sistema ferro-carbono

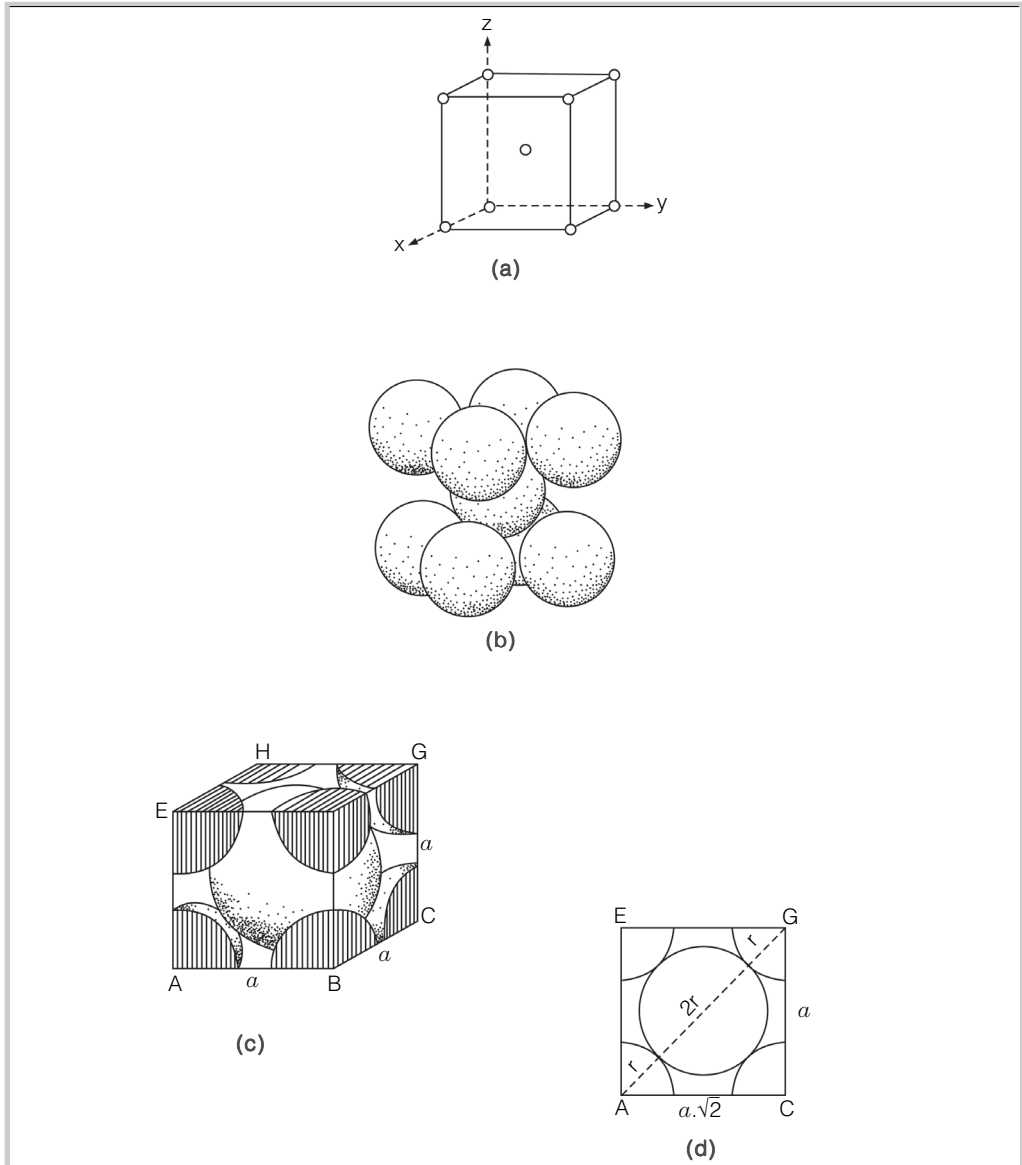
1.1 O ELEMENTO FERRO

O ferro apresenta as seguintes transformações (Figura 1.1):



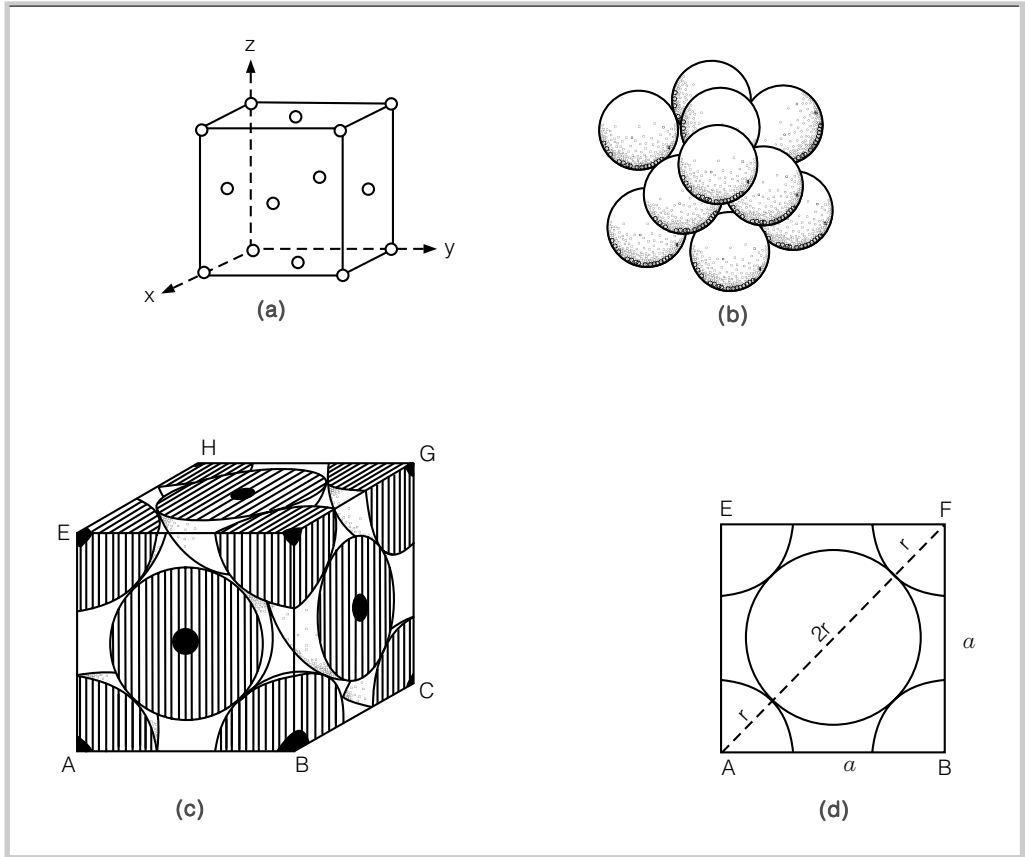
Mudanças de fase do ferro puro [1].

Observa-se que o ferro sólido, ao ser aquecido a partir da temperatura ambiente, muda a sua estrutura de Cúbica de Corpo Centrado (CCC) para Cúbica de Face Centrada (CFC) a 912 °C. Continuando o aquecimento a 1394 °C, o ferro muda novamente de estrutura, passando de CFC para CCC (Figuras 1.2 e 1.3).



Estrutura cúbica de corpo centrado [2,3].

- (a) Representação esquemática
- (b) Vista tridimensional
- (c) Célula unitária
- (d) Plano diagonal da célula unitária



Estrutura cúbica de face centrada [4].

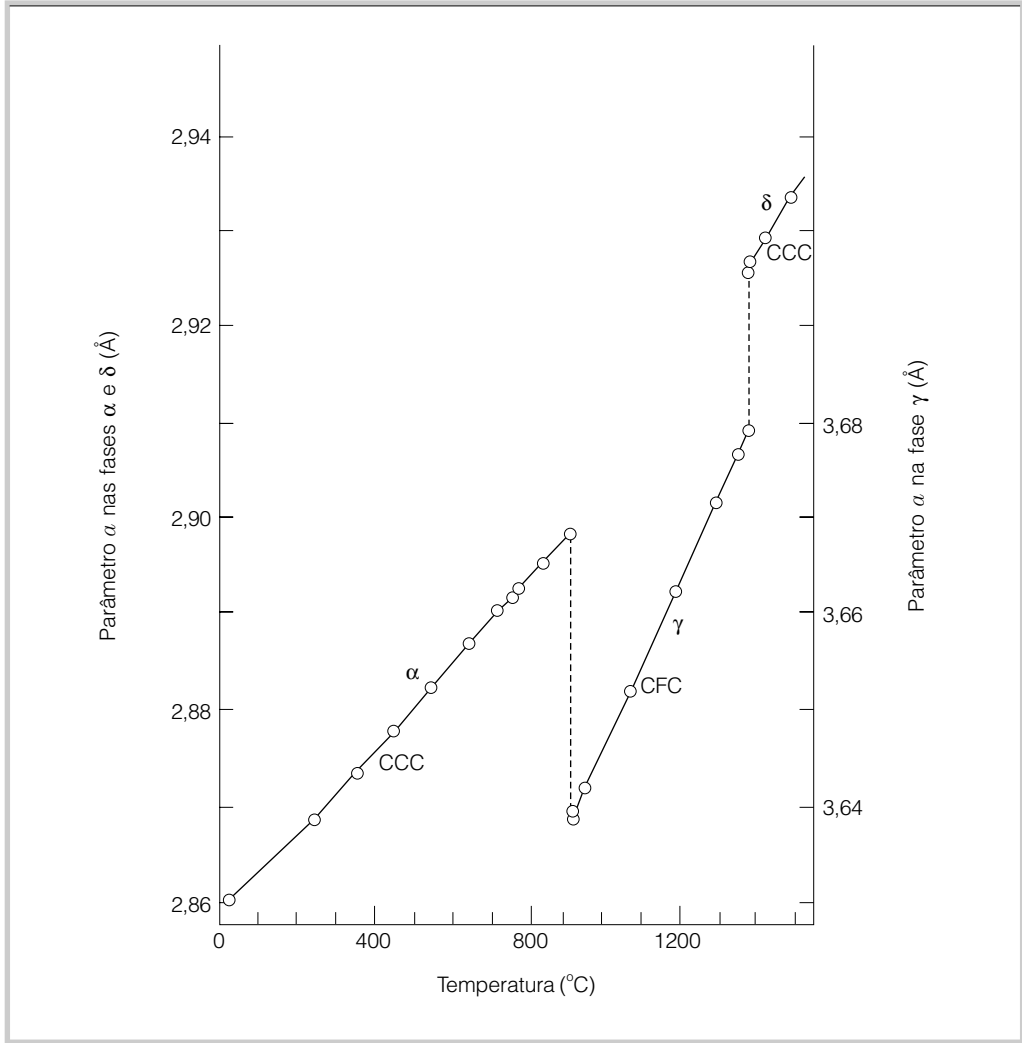
- (a) Representação esquemática
- (b) Vista tridimensional
- (c) Célula unitária
- (d) Plano da face da célula unitária

Por meio de cálculos geométricos, pode-se correlacionar o parâmetro de rede da célula unitária a com o raio do átomo (r):

$$a = \frac{4r}{\sqrt{3}} \quad \text{CCC} \quad (1-a)$$

$$a = \frac{4r}{\sqrt{2}} \quad \text{CFC} \quad (1-b)$$

À medida que se eleva a temperatura, aumenta a vibração atômica, aumentando o parâmetro de rede a . Isto pode ser visualizado na Figura 1.4. O parâmetro de rede a é expresso em angstroms (\AA), em que $1 \text{\AA} = 10^{-10} \text{m}$.



Efeito da temperatura sobre o parâmetro do reticulado do ferro [5].

Para se medir a densidade volumétrica da célula unitária, ou seja, a porcentagem do volume da célula que é efetivamente ocupada pelos átomos, utiliza-se o Fator de Empacotamento (FE) [6]:

$$FE = \frac{n \cdot V_a}{V_c} \quad (1-c)$$

em que:

n = número de átomos inteiros dentro da célula

V_a = volume do átomo ($= 4/3 \pi r^3$)

V_c = volume da célula ($= a^3$ no caso de células cúbicas)

Calculando-se o fator de empacotamento para estruturas cúbicas, encontra-se:

FE = 0,68 CCC

FE = 0,74 CFC

ou seja, na estrutura cúbica de corpo centrado, 68% do volume é ocupado por átomos, já na estrutura cúbica de face centrada, 74% do volume é ocupado por átomos, sendo vazio o restante.

1.2 SOLUÇÕES SÓLIDAS DE FERRO

Quando dois metais se misturam para formar uma solução sólida, os átomos do soluto podem substituir uma fração dos átomos da matriz (solução sólida substitucional) – Figura 1.5 – ou se alojar nos espaços vazios da matriz (solução sólida intersticial) – Figura 1.6. Para que uma solução sólida substitucional seja formada, além de compatibilidade eletroquímica, é necessário que o tamanho dos átomos do soluto seja próximo do tamanho dos átomos da matriz (mais ou menos 15% de variação no raio ou diâmetro atômico) [8].

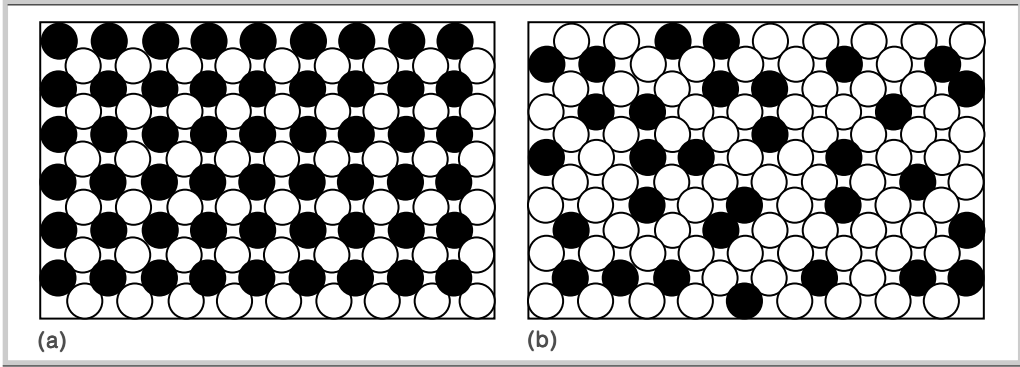
O ferro apresenta vãos octaédricos e tetraédricos em suas estruturas CCC e CFC [9] (Figuras 1.7 e 1.8).

Para elementos de estrutura cúbica, como o ferro, as relações entre o raio (r) do átomo, que se alojaria em um vão tetraédrico ou octaédrico, e o raio (R) da matriz são apresentadas na Tabela 1.1:

Relações entre o raio do átomo intersticial (r) e o raio do átomo de matrizes (R) com estrutura cúbica [10].

Estrutura	Relação $\frac{r}{R}$		FE
	Octaédrico	Tetraédrico	
CFC	0,414	0,225	0,74
CCC	0,154	0,291	0,68

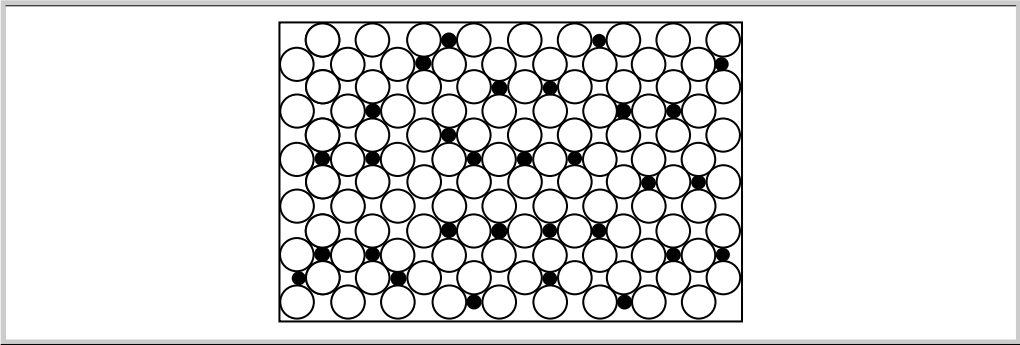
Na Tabela 1.1, observa-se que, além de a estrutura CFC ser mais compacta que a CCC, ela apresenta vãos maiores, embora, obviamente, em menor número.



Solução sólida substitucional [7].

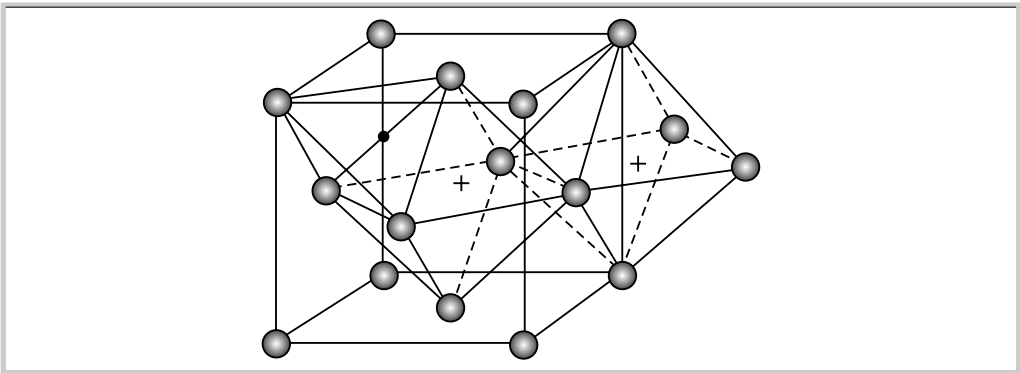
(a) ordenada

(b) ao acaso



Solução sólida intersticial [7].

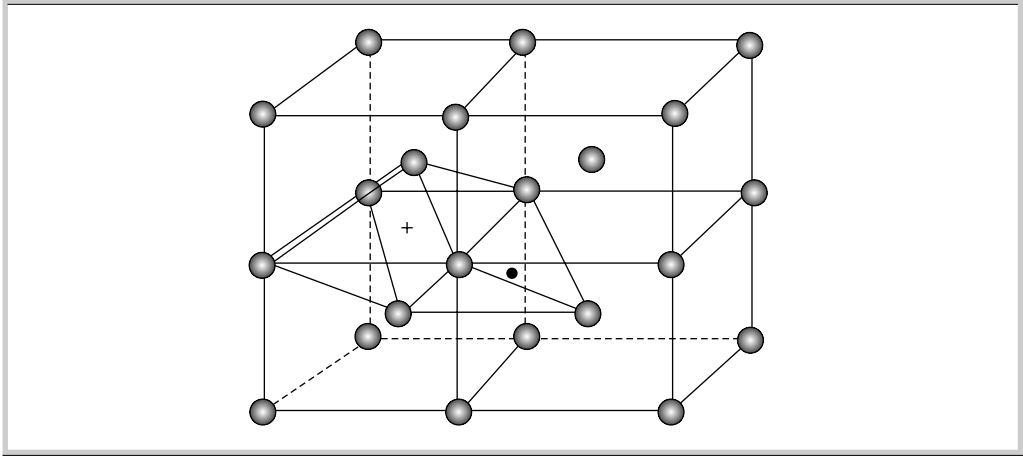
Por exemplo, carbono (●) dissolvido no ferro CFC (○)



Vãos na estrutura cúbica de face centrada [9].

+ = vão octaédrico

● = vão tetraédrico



Vãos na estrutura cúbica de corpo centrado [9].

+ = voo octaédrico

• = voo tetraédrico

Antes de analisarmos o diagrama Fe-C, vamos comparar o tamanho do átomo de carbono com os interstícios da matriz de ferro (Tabela 1.2).

Comparação entre o raio atômico do carbono e os vãos da estrutura do ferro. Dados do ferro calculados a partir da Figura 1.4, equações (1) e (2) e Tabela 1.1 – Raio do carbono obtido na referência [11].

Ferro						Carbono
Temperatura °C	Estrutura	Raio Fe (Å)	Intersticial		Substitucional ± 15% do raio do Fe (Å)	Raio do carbono (Å) a 15 °C (grafita)
			Raio do voo Octaédrico (Å)	Raio do voo Tetraédrico (Å)		
500	CCC	1,25	0,19	0,36	1,06-1,44	0,71
1000	CFC	1,29	0,53	0,29	1,10-1,48	

A análise da Tabela 1.2 indica que:

- O carbono não forma solução sólida substitucional com o ferro.
- O carbono é *maior* que o maior voo da estrutura CFC do ferro ($\cong 0,71$ e $0,53$ Å, respectivamente), o que acarretará uma baixa solubilidade do carbono no ferro γ (máxima de 2% a 1148 °C).

- c) O carbono é *muito maior* que o maior vão da estrutura CCC do ferro ($\cong 0,71$ e $0,36 \text{ \AA}$, respectivamente), o que acarretará uma solubilidade quase nula do carbono no ferro α (máxima de 0,02% a 727°C).

1.3 DIAGRAMA FERRO-GRAFITA

A combinação do carbono e ferro, *em equilíbrio termodinâmico* , dará origem a diferentes fases para as diversas temperaturas avaliadas. Isto é indicado no diagrama de equilíbrio Fe-C (grafita) da Figura 1.9. Este diagrama, construído em escala logarítmica para concentrações, indica que, na temperatura ambiente, os constituintes do sistema Fe-C seriam ferrita (α) e grafita.

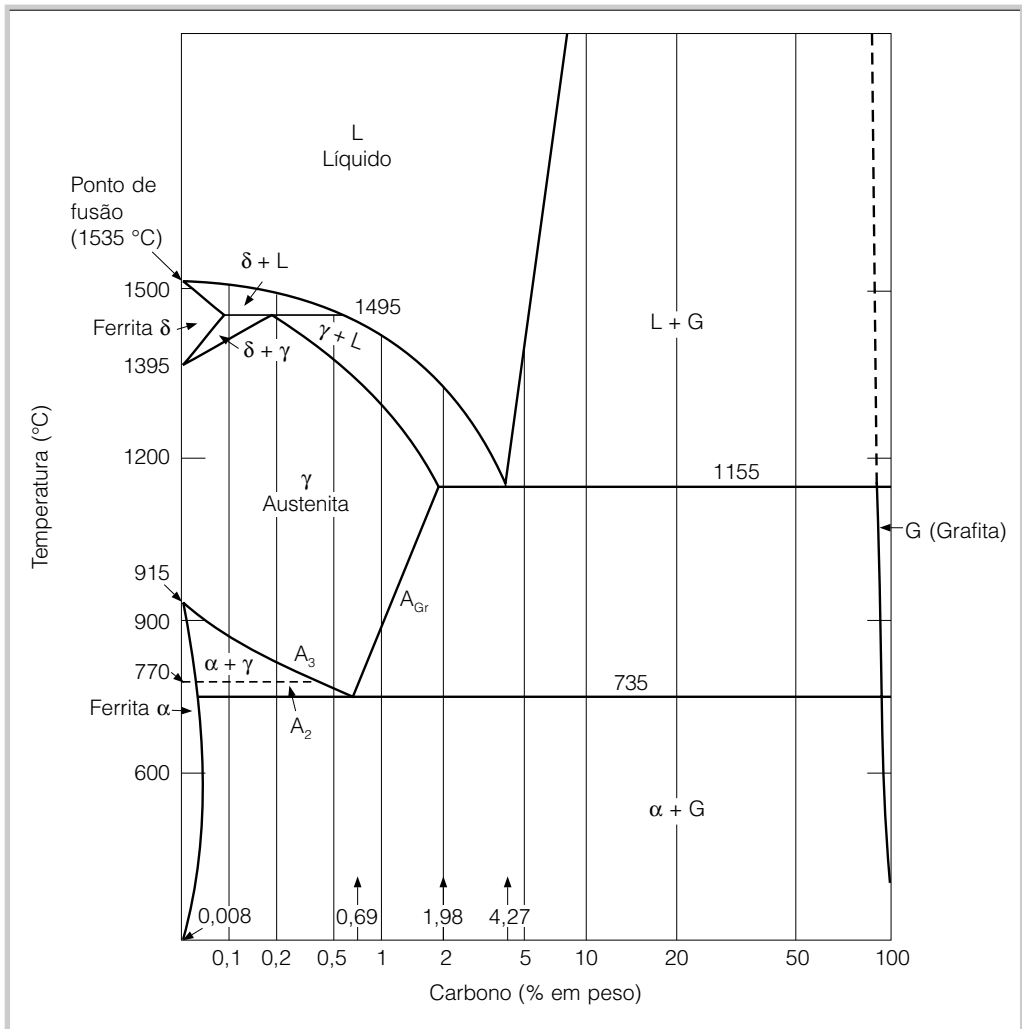


Diagrama de equilíbrio ferro-grafita [12].

1.4 DIAGRAMA FERRO-CEMENTITA

Na produção industrial do aço, entretanto, a solidificação e o resfriamento são muito rápidos para que o equilíbrio termodinâmico seja alcançado. Ocorre, então, a formação de uma fase metaestável, a cementita (carboneto de ferro), no lugar da grafita. Embora essa fase seja termodinamicamente metaestável, em termos de aplicações práticas ela é considerada estável, pois, na temperatura ambiente, o coeficiente de difusão do carbono no ferro é muito baixo [13] ($D = 2,9 \times 10^{-19} \text{ cm}^2/\text{s}$), e a transformação de cementita em grafita é praticamente nula. O diagrama de fase (e não de equilíbrio, como é erroneamente chamado) entre o ferro e a cementita é mostrado na Figura 1.10.

As fases que aparecem no diagrama da Figura 1.10 são descritas a seguir (elas serão discutidas com maior profundidade no Capítulo 2).

Ferrita (α)

Solução sólida de carbono em ferro CCC, existente até a temperatura de 912 °C. Nesta faixa de temperatura, a solubilidade do carbono no ferro é muito baixa, chegando ao máximo de 0,020% a 727 °C.

Austenita (γ)

Solução sólida de carbono em ferro FCC, existindo entre as temperaturas de 727 e 1495 °C, e com solubilidade máxima de carbono no ferro de 2,11% a 1148 °C.

O teor de carbono 2% é adotado como separação entre os dois principais produtos siderúrgicos [14]:

Aços – teores de carbono até 2% em peso

Ferros fundidos – teores de carbono maiores que 2% em peso

Ferrita (δ)

Para pequenos teores de carbono, acima de 1394 °C, o ferro muda novamente para cúbico de corpo centrado, dando origem à ferrita δ , que é uma solução sólida de carbono em ferro CCC, sendo estável até 1538 °C, quando o ferro se liquefaz. Tendo o ferro uma estrutura CCC, a solubilidade do carbono é baixa, atingindo um máximo de 0,09% C a 1495 °C. Os nomes de ferrita α e ferrita δ são usados para indicar a mesma solução sólida de carbono em ferro CCC, porém ocorrendo em diferentes faixas de temperatura. A solubilidade máxima de carbono na ferrita δ é um pouco maior que na ferrita α (0,09 e 0,02%, respectivamente), devido ao fato de que a ferrita δ ocorre em temperaturas maiores, em que a agitação térmica da matriz de ferro é também maior, favorecendo a maior dissolução do carbono.

Quando não houver referência contrária, o termo ferrita, neste texto, corresponderá à *ferrita α* .

Cementita (Fe_3C)

É um carboneto de ferro com estrutura ortorrômbica [15] e de alta dureza. A cementita dá origem a um eutetoide de extrema importância no estudo dos aços, a perlita, que será vista, posteriormente, com mais detalhes.

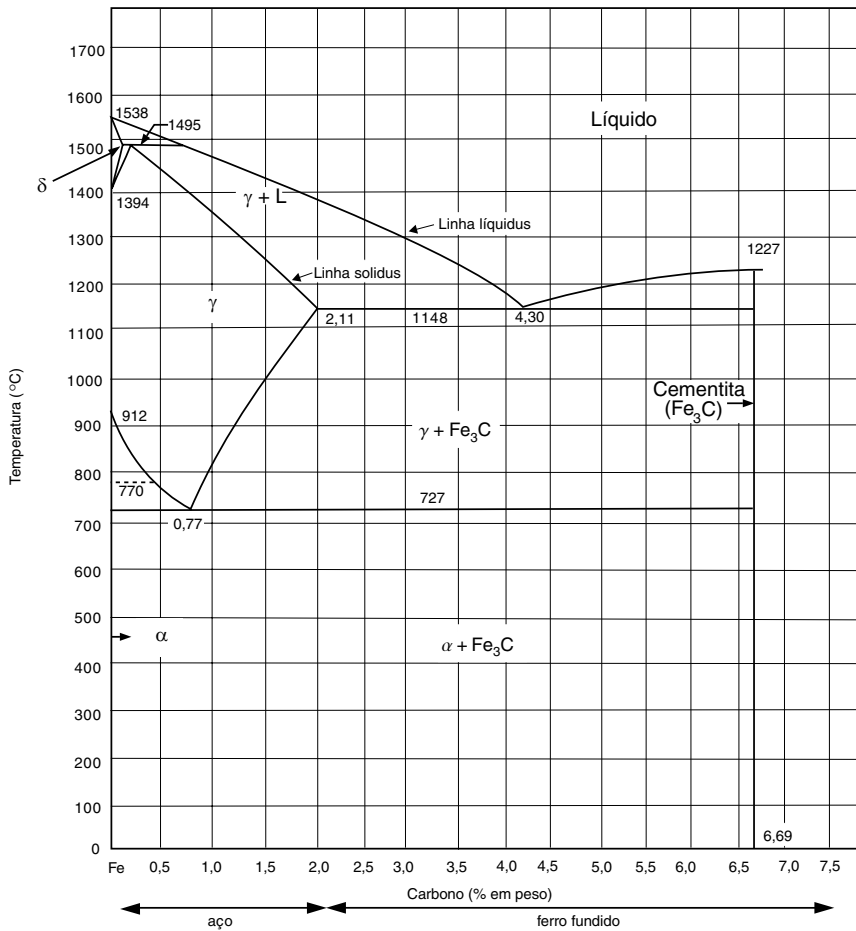
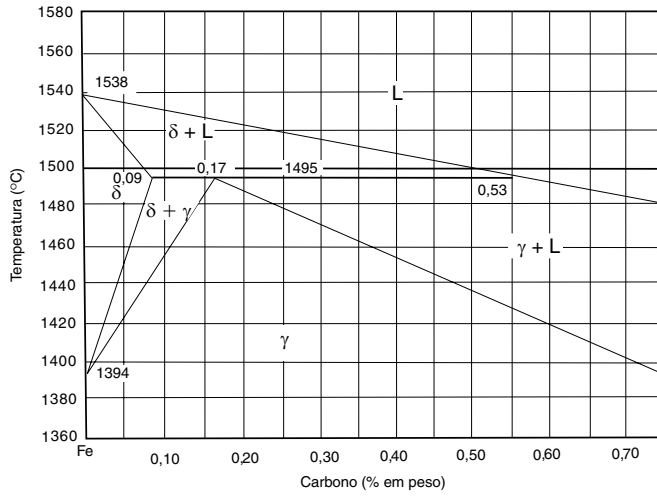
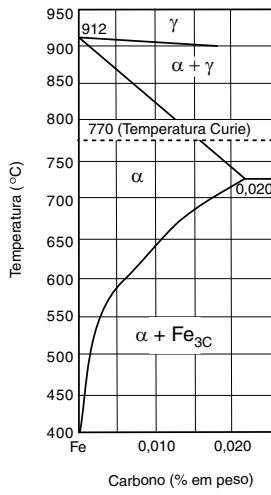


Diagrama de fases ferro-cementita [1].

1.5 PONTOS RELEVANTES DO DIAGRAMA FERRO-CEMENTITA

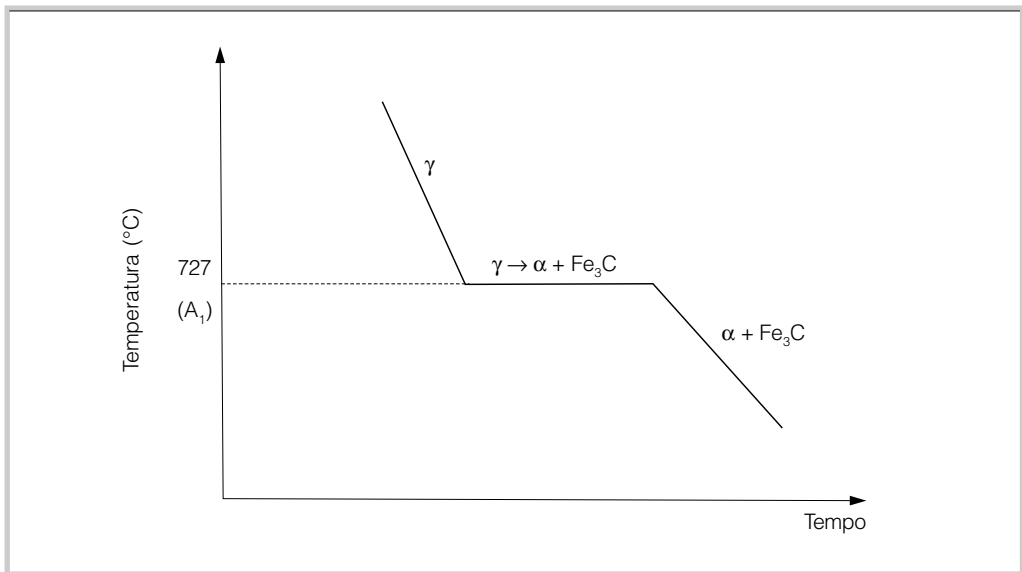
Existem várias temperaturas e linhas de importância prática no diagrama de fase ferro-cementita.

Linha A_1

Indica a reação eutetoide $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ a 727°C .

A utilização da letra “A” para designar estas linhas foi feita, primeiro, pelo francês Le Chatelier e indica a ocorrência de uma parada (Arrêt) durante a transformação.

Assim, ao se resfriar um aço com 0,77% C, observa-se uma “parada” na temperatura de 727°C , ou seja, enquanto a transformação $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ não se completar, a temperatura permanecerá invariante (Figura 1.11).



Cinética de formação da perlita (reação eutetoide).

Linha A_2

Transformação magnética do ferro CCC, ocorrendo a 770°C (também chamada de Temperatura Curie da ferrita) [1]. Nesta temperatura, o ferro muda de paramagnético para ferromagnético [16].

Linha A_3

Temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Para o ferro puro, ocorre a 912 °C. À medida que o teor de carbono vai aumentando, a temperatura A_3 vai diminuindo, até o limite de 727 °C, no qual se encontra com A_1 .

Linha A_{cm}

Temperatura de transformação $\gamma \rightarrow Fe_3C$. Inicia-se a 727 °C com 0,77% C e vai aumentando com elevação do teor de carbono, até atingir 1148 °C a 2,11% C.

Linha A_4

Temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \delta$. Inicia-se a 1394 °C para o ferro puro e vai aumentando com adição de carbono no ferro, atingindo um máximo a 1495 °C com 0,17% C.

Linha *Liquidus*

Acima desta linha, todo o aço está na forma líquida. A temperatura, na qual o aço começa a solidificar, abaixa com o aumento do teor de carbono, partindo de um máximo a 1538 °C no ferro puro, até atingir 1148 °C na liga Fe-4,30% C. O aspecto tecnológico imediato que resulta desta observação é que é mais fácil fundir ferros fundidos do que aços, pois as temperaturas de fusão são menores.

Linha *Solidus*

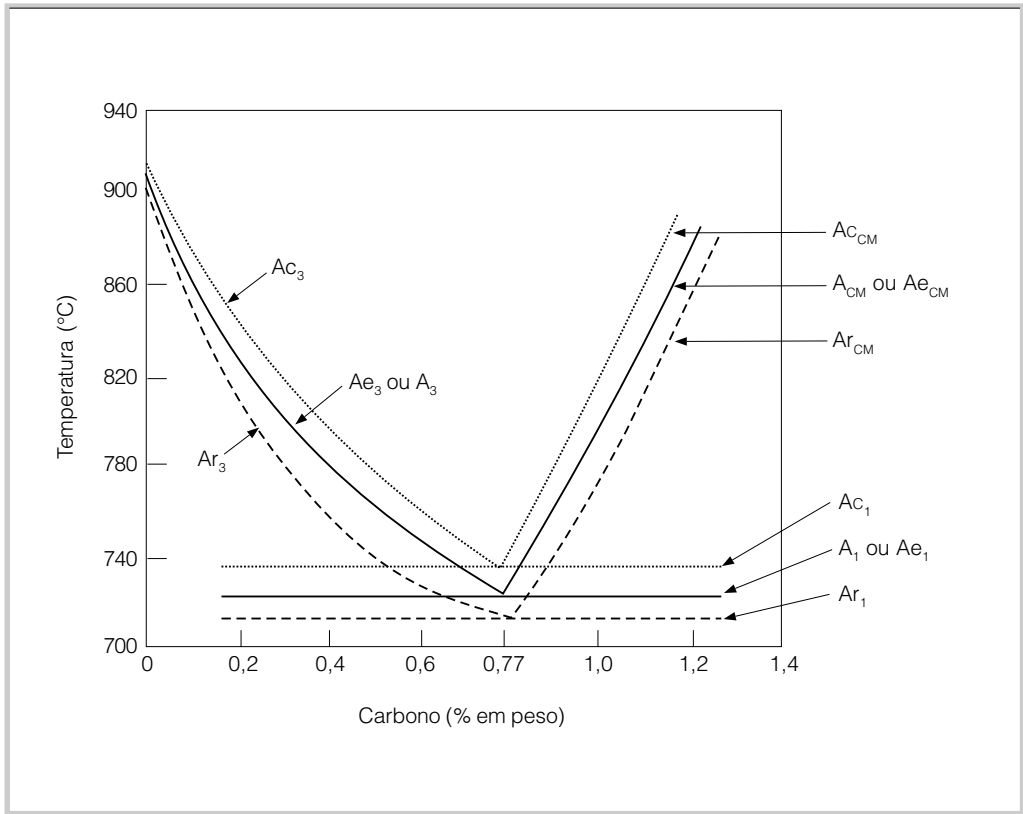
Abaixo desta linha, todo o material estará no estado sólido. Na região entre as linhas *Liquidus* e *Solidus* haverá, no equilíbrio, a coexistência de fases sólidas e líquidas.

1.6 EFEITO DO RESFRIAMENTO E AQUECIMENTO NAS LINHAS DE TRANSFORMAÇÃO

No diagrama da Figura 1.10, as transformações limitadas pelas linhas A_1 , A_2 , A_{cm} etc. supostamente ocorrem no equilíbrio. Nas condições industriais de processamento metalúrgico, estas transformações ocorrem fora do equilíbrio termodinâmico, e as linhas de transformação para aquecimento e resfriamento apresentam-se defasadas (Figura 1.12). Para as condições de equilíbrio, utilizam-se as notações: A_1 , A_2 etc., ou A_{e1} , A_{e2} etc.

Para o aquecimento, utilizam-se A_{c1} , A_{c2} etc., pois a sigla vem do francês (c = “chauffage” = aquecimento).

Para o resfriamento, utilizam-se A_{r1} , A_{r2} etc., que vem de “refroidissement” [17].



Influência do aquecimento e resfriamento nas linhas de transformação do diagrama Fe-C [17].

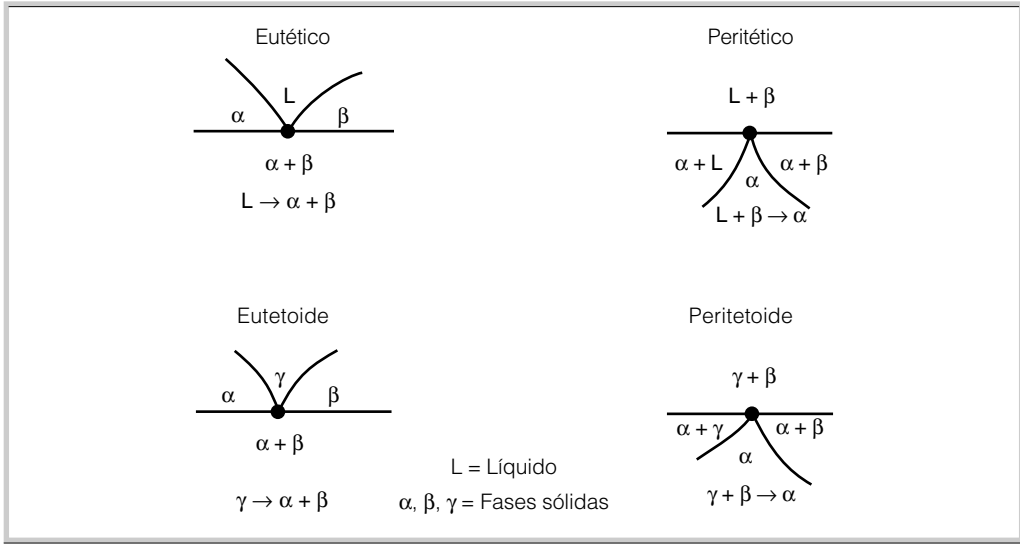
1.7 REAÇÕES INVARIANTES

Reações invariantes são as que ocorrem com temperatura e pressão constantes (Figura 1.11). Algumas das mais comuns são indicadas na Figura 1.13.

Uma reação invariante importante no estudo dos aços é a eutetoide, que ocorre a 727 °C. Para um aço com 0,77% C, o produto formado é a perlita, que não é uma fase, mas uma mistura de duas fases, ferrita e cementita, com uma estrutura lamelar característica.

Um aço com 0,77% C (na prática, diz-se aço 0,8% C) é chamado de *eutetoide*. Aços com menos de 0,77% C são *hipoeutetoides* e, com mais de 0,77% C, são *hipereutetoides*.

Embora a perlita não seja uma fase, e sim um constituinte, é possível interpretar o diagrama de fase Ferro-Cementita de modo a prever sua ocorrência e quantidade relativa na microestrutura. Assim, aços com menos de 0,77% C possuem ferrita e perlita em sua microestrutura; com 0,77% C, só perlita; e acima de 0,77% C, perlita e cementita (Figura 1.14). Isto, obviamente, se forem obtidos por meio de um resfriamento lento (dentro do forno, por exemplo). Se o resfriamento for mais rápido (em óleo ou água), aparecerão outras fases, metaestáveis, e que não são previstas pelo diagrama Ferro-Cementita. Essas outras fases serão estudadas no próximo capítulo.



Algumas das reações encontradas nos diagramas de equilíbrio [18].

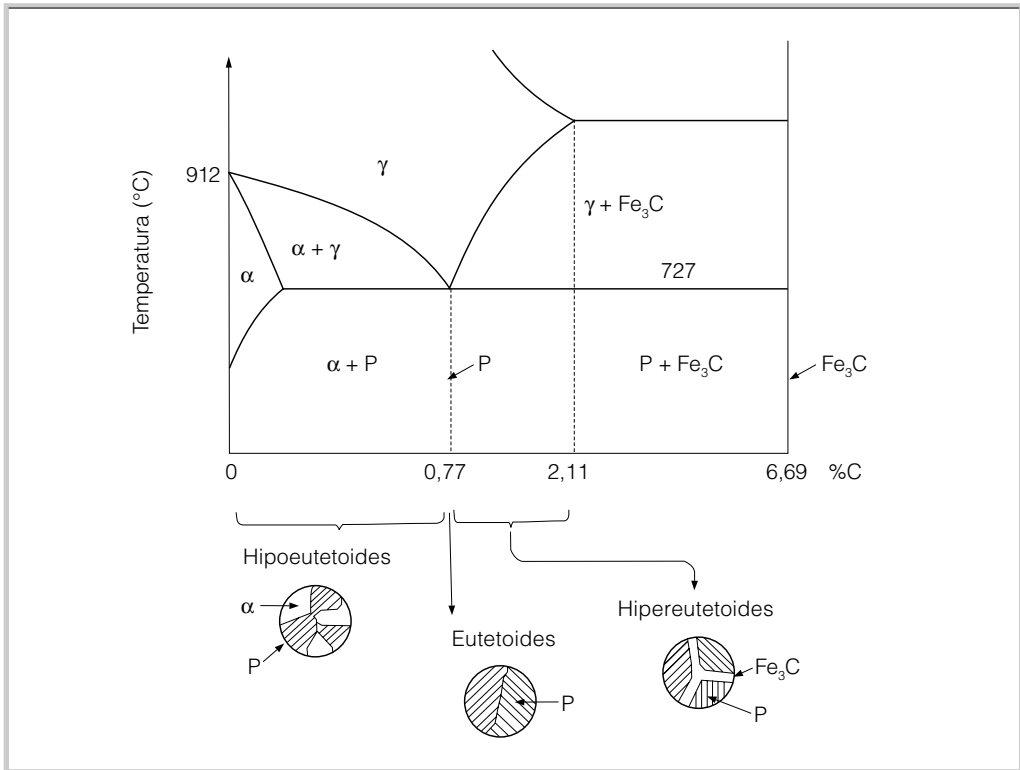
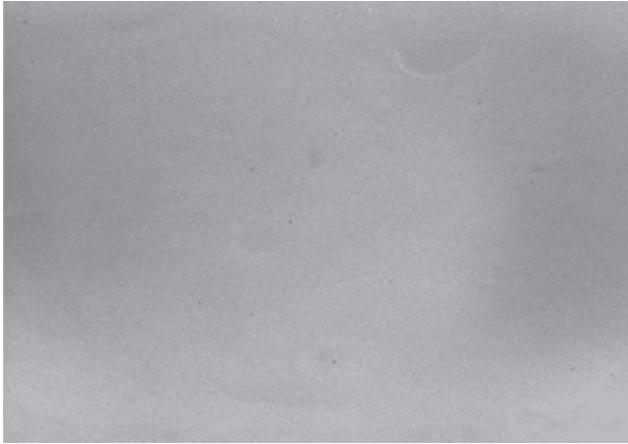
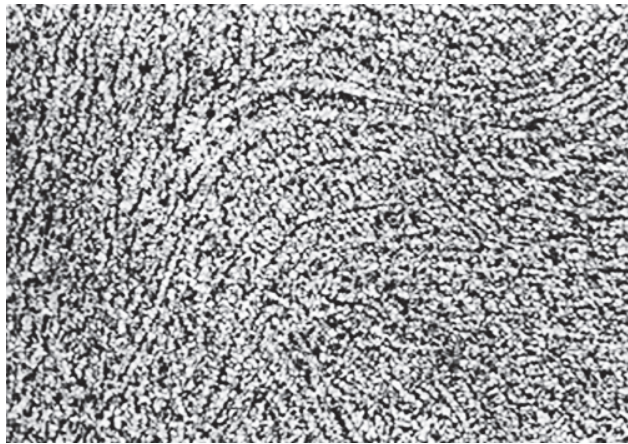


Diagrama de "fases" Fe-Perlita.



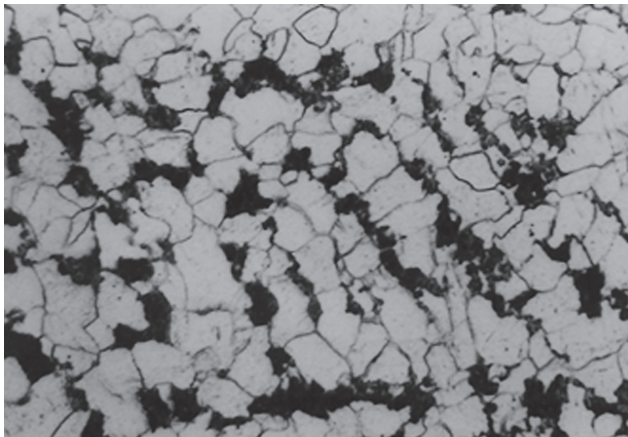
Polido, sem ataque,
100X

Observam-se inclusões
e poros.



Nital – 100X

Linhas de deformação
ocorridas no forjamento
rotativo.



Nital – 400X

Grãos brancos – Ferrita
Grãos escuros – Perlita

1.8 OBSERVAÇÕES DA MICROESTRUTURA

Para se observarem as fases presentes em um aço, faz-se o polimento da amostra até que ela fique “como espelho”, seguindo-se um ataque com um reagente químico apropriado.

Um dos reagentes químicos mais empregados para aços carbono é o nital, que consiste em uma mistura de 0,5 a 2% de ácido nítrico em álcool etílico.

A amostra apenas polida e não atacada pode revelar descontinuidades, como trincas, poros, inclusões etc. Na amostra atacada quimicamente, consegue-se observar tanto as fases como sua distribuição, o que permite avaliar aspectos estruturais de fabricação (regiões afetadas pelo calor da soldagem, linhas de deformação ocorridas no forjamento) e características, como segregações etc. Na Figura 1.15, observa-se uma amostra de aço 1020 antes e depois do ataque químico. Nota-se que a peça possui inclusões; foi conformada por deformação (e não fundida); apresenta bandas de segregação de carbono; possui ferrita e perlita na estrutura; sua granulação é fina (grãos pequenos); e ainda que o teor de carbono do aço deve ser de 0,2% (o que será explicado no próximo item). Essas observações indicam a importância do exame metalográfico, pois um ensaio simples como esse pode fornecer uma série de informações importantes sobre a estrutura e o processamento de uma determinada peça.

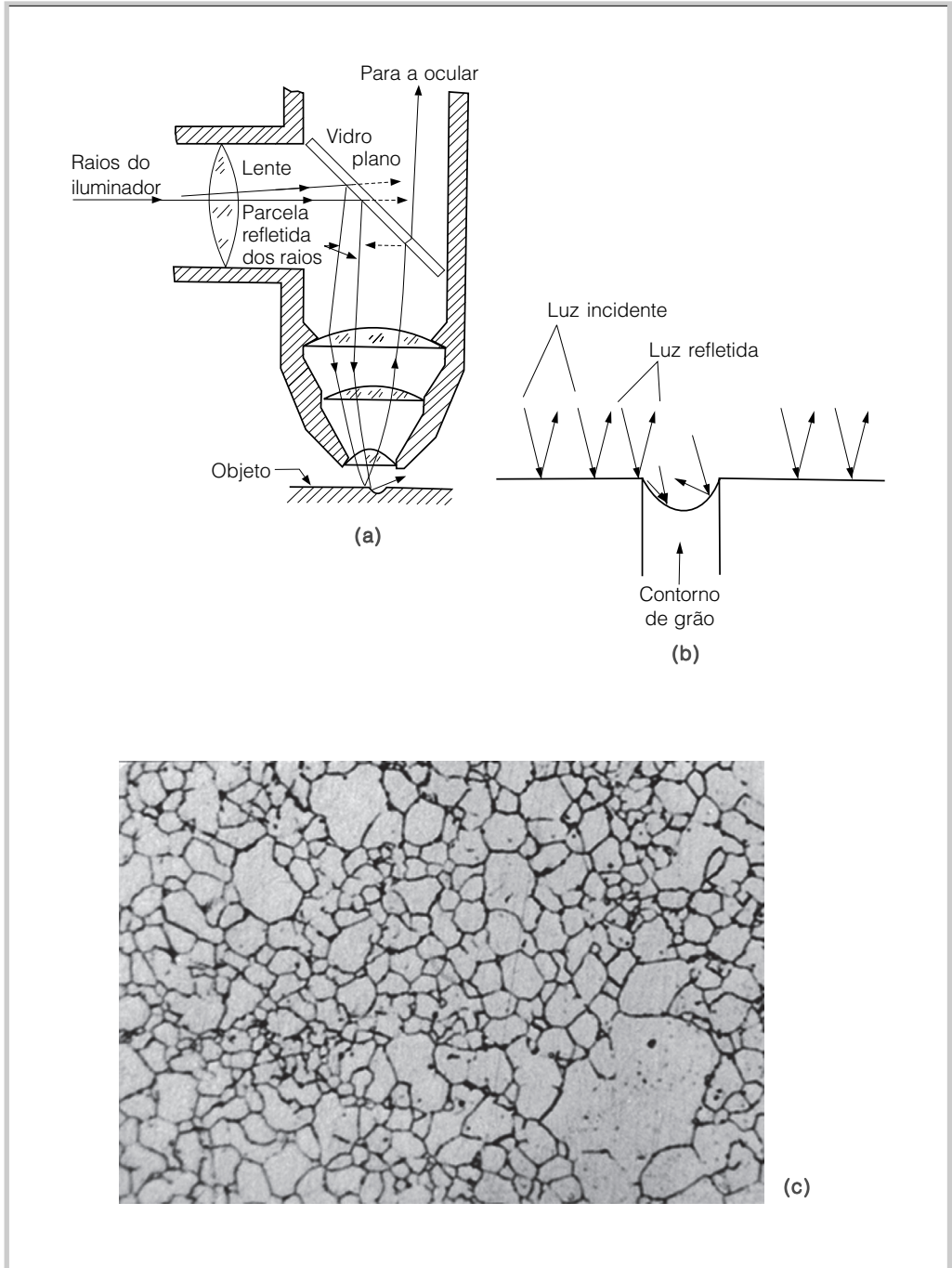
Ainda na Figura 1.15, observa-se que o ataque químico revela o contorno de grão da ferrita e diferencia, por coloração, a ferrita da perlita. Com o nital, a ferrita aparece “branca” e a perlita “preta”, o que não significa que esse ataque químico tenha colorido de maneira distinta as duas fases, ou o contorno de grão da ferrita, mas sim que o reagente químico corroeu mais uma fase do que outra, produzindo diferenças de altura em relação à superfície, refletindo, com isso, mais ou menos luz para a ocular do microscópio. No contorno de grão, o processo é semelhante: como os contornos de grão são regiões mais desordenadas que as suas regiões centrais, é mais fácil para o ácido remover os átomos do contorno, e essa corrosão química mais profunda no contorno de grão formará uma região mais escura durante a observação no microscópio (Figura 1.16).

Na Figura 1.17, observam-se aços hipoeutetoides e hipereutetoides. Em algumas regiões, a perlita apresenta-se como uma massa escura homogênea e, em outras, conseguimos notar que ela é formada por lamelas alternadas de ferrita e cementita. Isso se deve à inclinação das lamelas em relação à superfície de observação e à ampliação empregada, que serão discutidas no Capítulo 2.

1.9 DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DAS FASES

Quando um lingote de aço solidifica, observa-se, pelo diagrama de fases, que ele sofre uma série de transformações, desde o estado líquido até a temperatura ambiente.

Analisemos, como exemplo, o resfriamento de uma liga Fe-0,25% C a partir do seu estado líquido (1600 °C), até a temperatura ambiente (Figura 1.18). A análise dessa figura indica que, em duas ocasiões, a liga é monofásica, ou seja, apresenta uma única fase (no estado líquido e no campo austenítico). Nesse caso, é óbvio que a amostra tem 100% líquido ou 100% γ (austenita). Existem situações, entretanto, em que a amostra se apresenta bifásica ($\delta + L$, $L + \gamma$, $\gamma + \alpha$, $\alpha + \text{“P”}$). Podemos, entretanto, calcular a fração volumétrica de cada fase utilizando a “regra da alavanca” (Figura 1.19), considerando que as densidades das fases

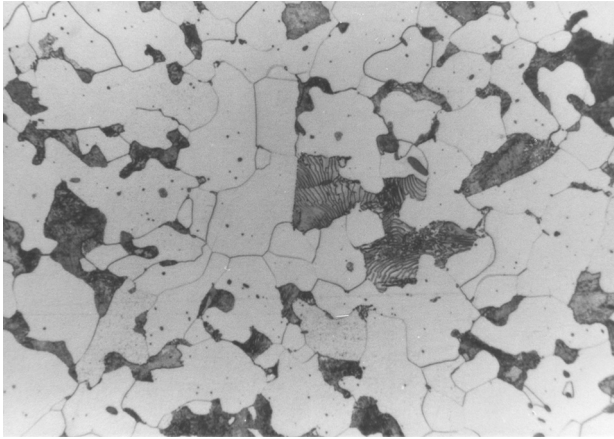


Observações do contorno de grão em um microscópio

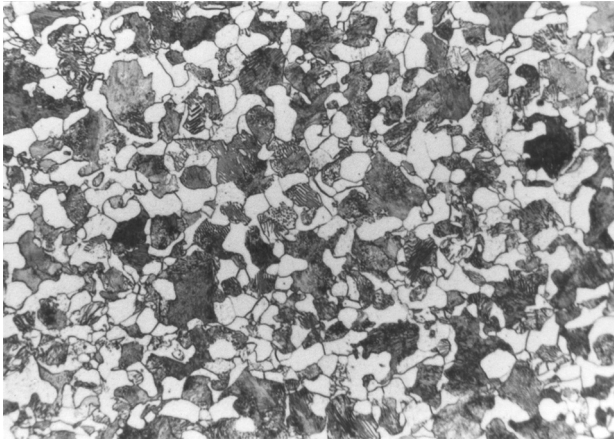
(a) Esquema de observação [19].

(b) O contorno de grão reflete pouca luz por ser uma região irregular.

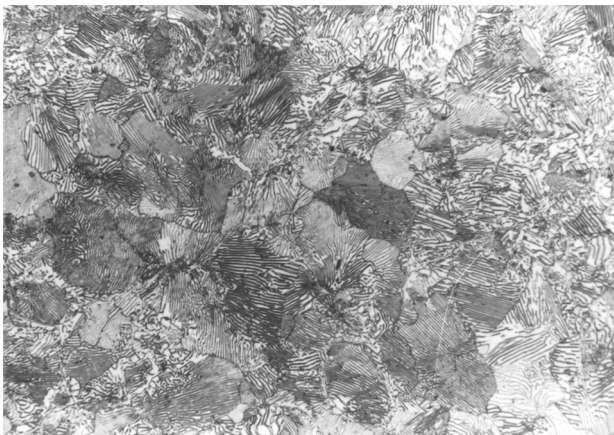
(c) Observação do contorno do antigo grão austenítico em aço 1020, pelo método de Kohn + reativo de Béchet [20].



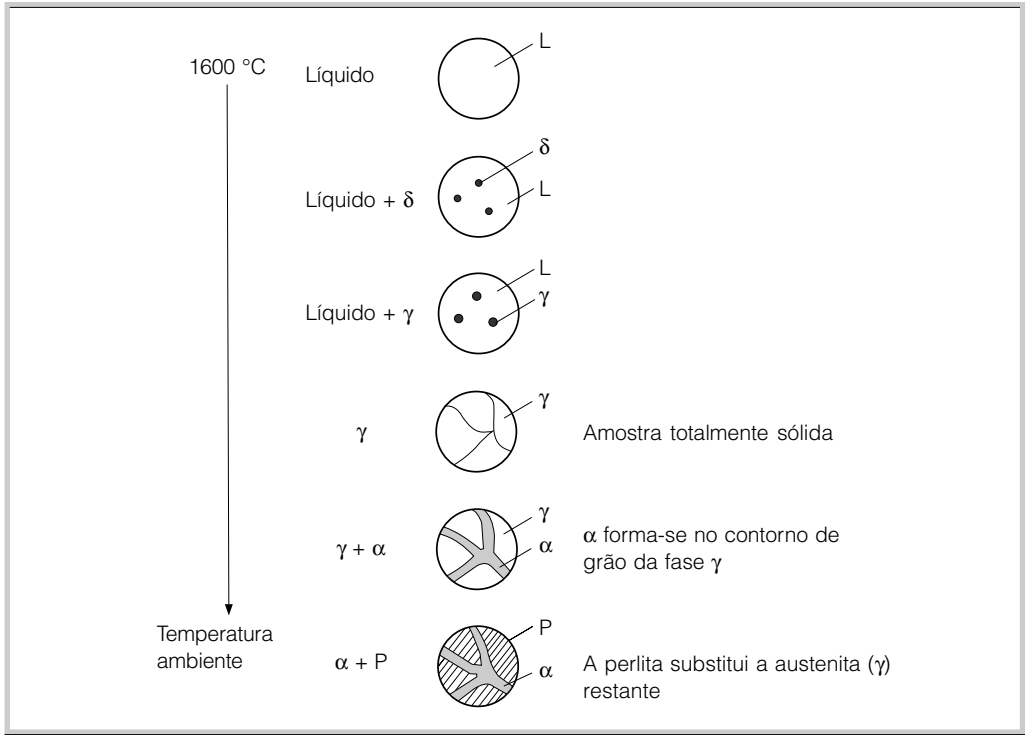
0,18% C
Ferrita + Perlita



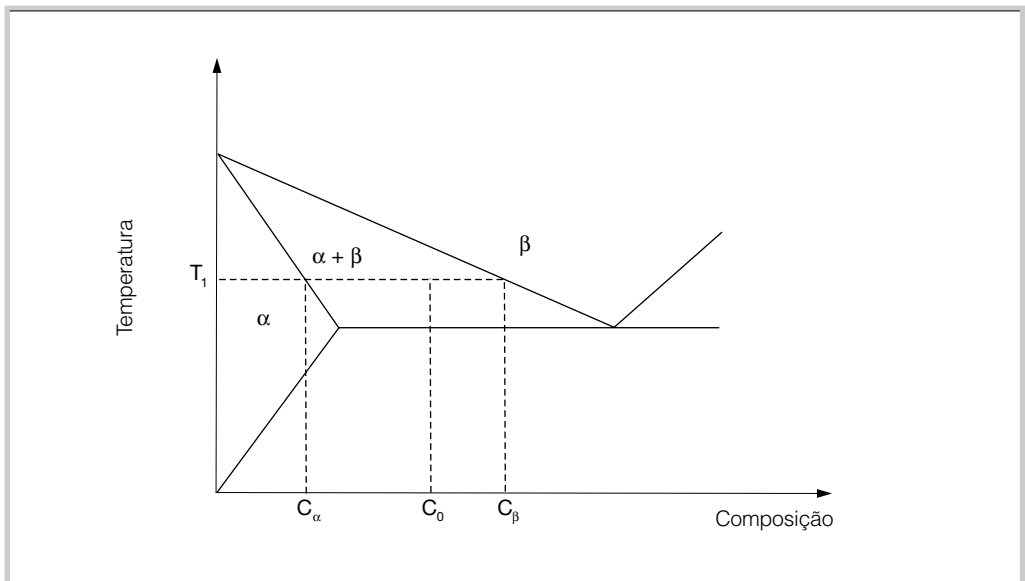
0,45% C
Ferrita + Perlita



0,95% C
Cementita (grãos alongados claros no antigo contorno de grão austenítico) + Perlita.



Mudanças de fases durante o resfriamento de uma liga Fe-0,25% C.

Região bifásica ($\alpha + \beta$) de um diagrama de equilíbrio binário.

são semelhantes. Suponhamos que a liga apresente uma composição C_0 (por exemplo, 0,25% C na liga Fe-C). Na temperatura T_1 , a liga apresentará duas fases: α e β , cujas frações volumétricas são dadas por [21]:

$$\% \alpha = \left(\frac{C_\beta - C_0}{C_\beta - C_\alpha} \right) \cdot 100 \quad (1-d)$$

e

$$\% \beta = \left(\frac{C_0 - C_\alpha}{C_\beta - C_\alpha} \right) \cdot 100 \quad (1-e)$$

$$\% \alpha + \% \beta = 100\%$$

Da mesma forma, para um aço hipoeutetoide de composição C_0 , resfriado lentamente, a fração de ferrita livre (ou seja, somente os grãos isolados de ferrita, sem levar em conta a ferrita presente na perlita) seria dada por:

$$\% \alpha_L = \left(\frac{0,77 - C_0}{0,77} \right) \cdot 100 \quad (1-f)$$

ou

$$\% \alpha_L = \left(1 - \frac{C_0}{0,77} \right) \cdot 100 \quad (1-g)$$

e a quantidade de perlita seria dada por:

$$\% P = \left(\frac{C_0}{0,77} \right) \cdot 100 = \frac{C_0}{0,77} \cdot 100$$

ou

$$\% P = \frac{100 \cdot C_0}{0,77} \quad (1-h)$$

Assim, um aço com $C_0 = 0,2\%$ C apresentará, aproximadamente, 25% de perlita e 75% de ferrita. Um aço com 0,4% C apresentará, aproximadamente, 50% de perlita e 50% de ferrita. E um aço com 0,77% C apresentará 100% de perlita e nenhuma ferrita livre.

Então, se soubermos o teor de carbono do aço, poderemos avaliar qual vai ser sua estrutura em termos de ferrita e perlita, desde que ele seja resfriado lentamente. De maneira inversa, se avaliarmos por meio da microscopia seu teor de ferrita e perlita, poderemos estimar seu teor de carbono utilizando a equação (1-g) ou (1-h).

Por exemplo:

$$\% P = \frac{100 \cdot C_0}{0,77}$$

ou

$$C_0 = \frac{0,77 \cdot (\%P)}{100} \quad (1-i)$$

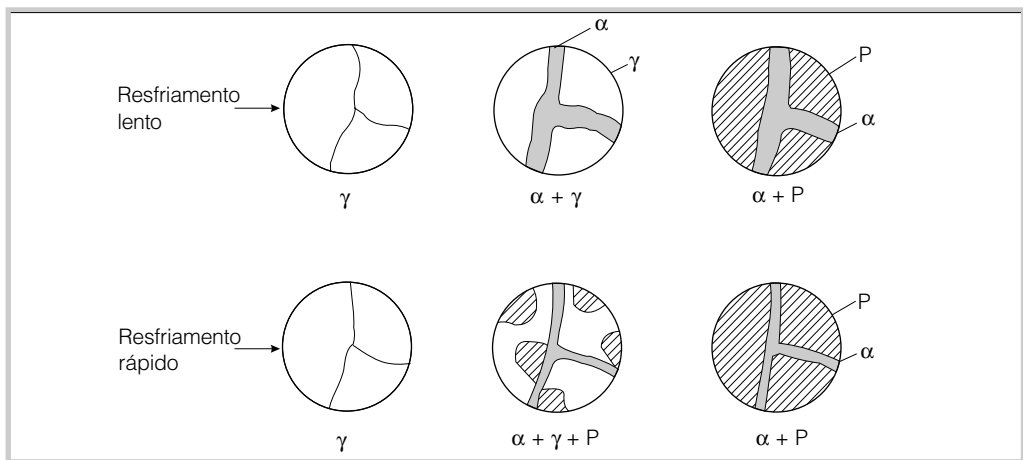
Assim, se microscopicamente observamos que o aço tem 40% de perlita e 60% de ferrita, pela equação (1-i) estimamos o seu teor de carbono em:

$$C_0 = \frac{0,77 (40)}{100} \cong 0,3\%$$

$$C_0 \cong 0,3\% C$$

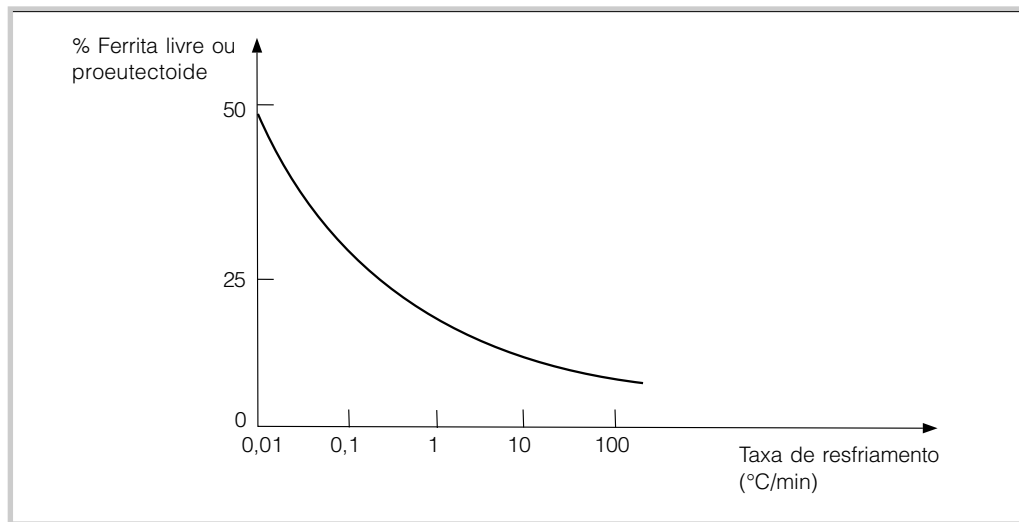
1.10 EFEITO DA VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DA FERRITA E PERLITA

O teor de carbono do aço carbono só pode ser avaliado em função de suas áreas de ferrita e perlita se o resfriamento for muito lento (no forno, por exemplo). Se o resfriamento for mais rápido, mesmo que a microestrutura seja ainda de ferrita e perlita, a quantidade de ferrita será menor que a prevista pelo diagrama de fase, pois a perlita começa a se formar antes de finalizar a formação da ferrita, interrompendo o seu processo de crescimento (Figuras 1.20 e 1.21).



Redução da fração volumétrica da ferrita com o aumento da taxa de resfriamento ($^{\circ}C/min$)

α = Ferrita
 γ = Austenita
 P = Perlita



Variação da fração volumétrica da ferrita livre (ou proeutectoide) com a taxa de resfriamento de um aço 0,4% C [22].

EXERCÍCIOS

- Classificar as reações invariantes do diagrama de fases ferro-cementita (Figura 1.10) que ocorrem a:
 - 727 °C
 - 1148 °C
 - 1495 °C
- Para um aço com 0,25% C, calcular as frações volumétricas das fases presentes a:
 - 1600 °C
 - 1496 °C
 - 1494 °C
 - 1000 °C
 - 750 °C
 - 726 °C (considerando a formação de ferrita livre + perlita)
 - 726 °C (considerando a formação de ferrita total + cementita)
 - Na temperatura ambiente (considerando a formação de ferrita livre + perlita)
 - Qual é a composição da perlita na temperatura ambiente?
- Para um aço com 1% C, calcular as frações volumétricas das fases presentes a:
 - 1500 °C
 - 1400 °C

- c) 1100 °C
 - d) 750 °C
 - e) 726 °C (considerando cementita livre + perlita)
 - f) 726 °C (considerando ferrita + cementita total)
 - g) Na temperatura ambiente (considerando perlita + cementita livre).
4. Analise as micrografias da Figura 1.15 e estime as frações de ferrita e perlita do aço. Com a equação (1-i), calcule o seu teor de carbono e compare com o valor fornecido pela mesma figura.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Metals handbook*. 8. ed. Metals Park, 1973, v. 8, p. 275-276.
- [2] VAN VLACK, L. H. *Princípio de ciência dos materiais*. São Paulo: Blucher, 1981, p. 56.
- [3] HUME-ROTHERY, W. *Estrutura das ligas de ferro: introdução elementar*. São Paulo: Blucher, 1968, p. 16.
- [4] VAN VLACK, L. H. *Princípio de ciência dos materiais*. São Paulo: Blucher, 1981, p. 57.
- [5] HUME-ROTHERY, W. *Estrutura das ligas de ferro: introdução elementar*. São Paulo: Blucher, 1968, p. 18.
- [6] VAN VLACK, L. H. *Princípio de ciência dos materiais*. São Paulo: Blucher, 1981, p. 55.
- [7] VAN VLACK, L. H. *Princípio de ciência dos materiais*. São Paulo: Blucher, 1981, p. 84.
- [8] HUME-ROTHERY, W. *Estrutura das ligas de ferro: introdução elementar*. São Paulo: Blucher, 1968, p. 55.
- [9] HONEYCOMBE, R. W. K.; BHADESHIA, H. K. D. H. *Steels: microstructure and properties*. Londres: Edward Arnold, 1995, p. 4.
- [10] HUME-ROTHERY, W. *Estrutura das ligas de ferro: introdução elementar*. São Paulo: Blucher, 1968, p. 19.
- [11] *CRC Materials science and engineering handbook*. SHACKELFORD, J. F. (Ed.). EUA: CRC Press LLC, 2001, p. 35.
- [12] AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Heat treater's guide*. Metals Park, 1982, p. 5.
- [13] McLELLAN, R. B. Interstitial solid solution of iron. In: *Chemical metallurgy of iron and steel*. Inglaterra: The Iron and Steel Institute, 1973, p. 337.
- [14] KRAUSS, G. *Steels: heat treatment and processing principles*. ASM, 1997, p. 2.
- [15] HUME-ROTHERY, W. *Estrutura das ligas de ferro: introdução elementar*. São Paulo: Blucher, 1968, p. 91.
- [16] ASM Handbook, Heat Treating, EUA, 1994, v. 4, p. 950.
- [17] CHIAVERINI, V. *Aços e ferros fundidos*. 4. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1979, p. 34.
- [18] ASKELAND, D. R. *The science and engineering of materials*. EUA: Thomson, 1994, p. 269.
- [19] VAN VLACK, L. H. *Princípio de ciência dos materiais*. São Paulo: Blucher, 1981, p. 92.
- [20] MEI, P. R. Efeito de adições de nióbio no crescimento do grão austenítico. Parte I. Anais do 40º Congresso Anual da ABM, jul. 1985. Rio de Janeiro, v. Comfit, p. 199.
- [21] VAN VLACK, L. H. *Princípio de ciência dos materiais*. São Paulo: Blucher, 1981, p. 238.
- [22] MEI, P. R. *Effect of niobium additions on the structure and properties of medium carbon steels*. 1981. CPGS Dissertation – Universidade de Cambridge, Inglaterra, p. 57.

