

2 – AÇOS

2.1 – OS AÇOS SEGUNDO O DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO Fe-C

Conforme visto no capítulo anterior, o sistema Fe-C fundamenta todo o estudo dos aços e dos ferros fundidos. Aproveitando o diagrama de fases, na Figura 29 é apresentada a classificação dos aços e dos ferros fundidos em função da reação invariante eutetóide e eutética, respectivamente.

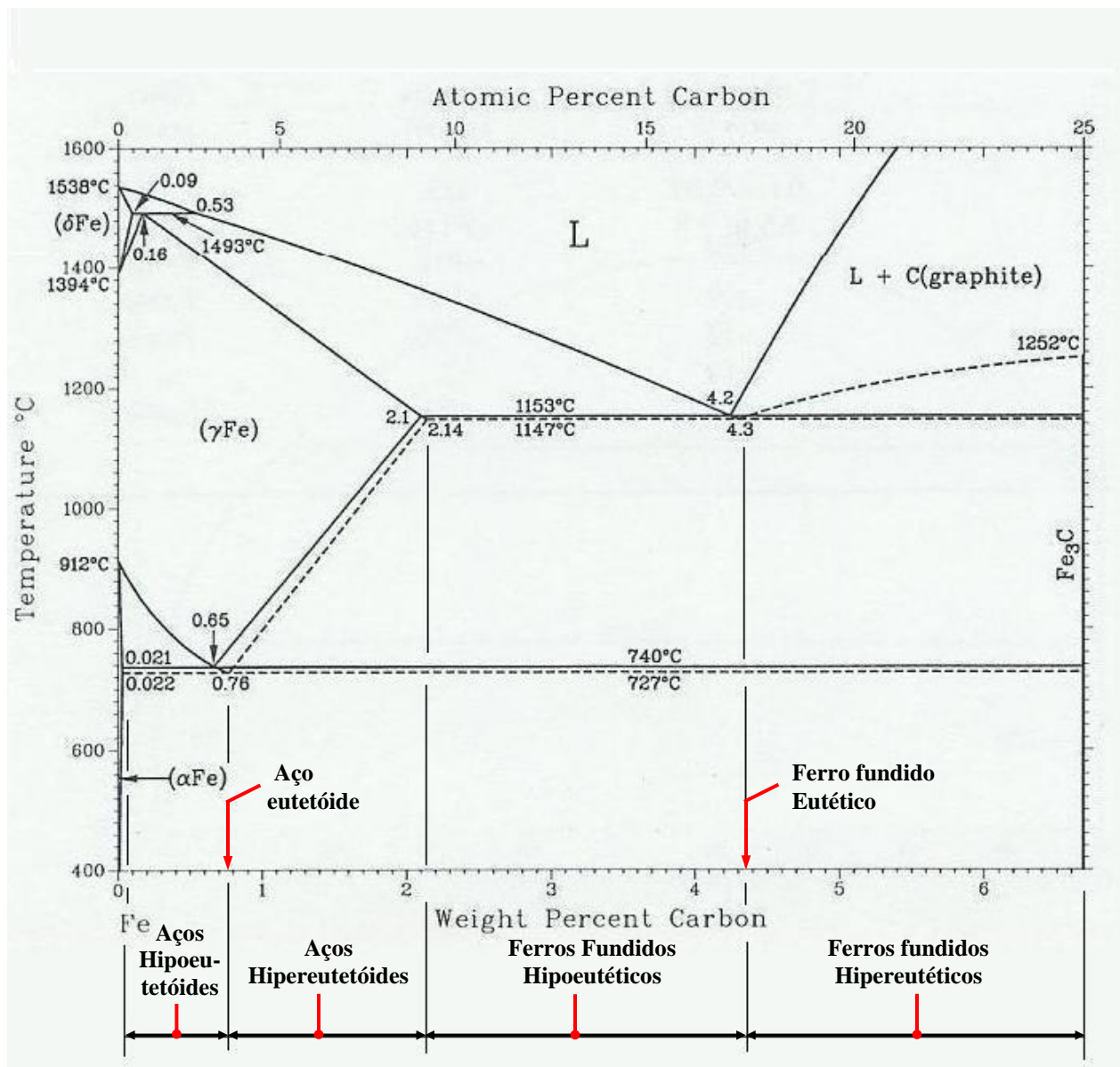


Figura 29 – Classificação dos aços e ferros fundidos segundo o diagrama Fe-C (adaptado Metals Hnadbook, H. Okamoto, 1992).

Centrando a atenção exclusivamente para o caso dos aços, segundo a reação eutetóide, os aços normalmente são classificados em quatro categorias (Figura 29):

- *Aços que não apresentam transformação eutetóide*: ligas apresentando teores de carbono variando entre traços até 0,021% C, em peso;
- *Aços hipoeutetóides*: ligas apresentando teores de carbono variando entre 0,02 e 0,76% C, em peso;
- *Aço eutetóide*: a liga que apresenta 0,76% C, em peso, ou seja, exatamente a composição química do ponto eutetóide; e
- *Aços hipereutetóides*: ligas apresentando teores de carbono variando entre 0,76% e 2,14% C, em peso;

O diagrama de equilíbrio de fases Fe-C, conforme apresentado na Figura 21, é consideravelmente limitado quando se deseja distinguir, para cada um dos tipos de aços, acima apresentados, suas microestruturas típicas, pois todas as ligas deste sistema, apresentam na temperatura ambiente e para condições de resfriamento dentro do equilíbrio, sempre as mesmas duas fases, ou seja, as fases α (CCC) e Fe_3C . Além disso, essas duas fases estão sempre presentes na forma de constituintes, os quais são diretamente responsáveis pelas características da microestrutura do material. Existem três tipos de constituintes para os diferentes tipos de aços, considerando-se a obtenção dos mesmos para condições de resfriamento similares às do diagrama em estudo, a saber:

- Cristais ou grãos de Ferrita (constituente monofásico - Fig.22);
- Cristais ou precipitados de Cementita (constituente monofásico - Fig.23); e
- Colônias de Perlita (constituente bifásico, lamelar, conforme já visto - Fig. 26).

Assim sendo, na prática, o diagrama focado nos constituintes, torna-se mais interessante. O diagrama de constituintes do sistema Fe-C é apresentado na Figura 30, sendo dada ênfase para a faixa de composições que apresenta interesse direto para o estudo dos aços, ou seja, de 100% até 97,86% Fe (ou, de 0% até 2,14% C), em peso.

A comparação direta dos diagramas das Figuras 29 e 30 possibilita identificar, para cada tipo de aço, os constituintes que formam suas respectivas microestruturas, o que pode ser resumido da seguinte forma:

- *Aços que não apresentam transformação eutetóide*: sua microestrutura é formada pelos constituintes Ferrita (matriz) e Cementita (precipitados). (Figura 31);
- *Aços hipoeutetóides*: apresentam microestrutura formada pelos constituintes Ferrita e Perlita (Figura 32);
- *Aço eutetóide*: apresenta microestrutura formada apenas pelo constituinte Perlita (Figura 33); e
- *Aços hipereutetóides*: apresentam microestrutura formada pelos constituintes Perlita e Cementita (Figura 34);

Define-se:

Matriz: é uma porção de matéria formada sempre pela fase contínua, interligada.

Precipitado: é sempre a fase dispersa, não interligada.

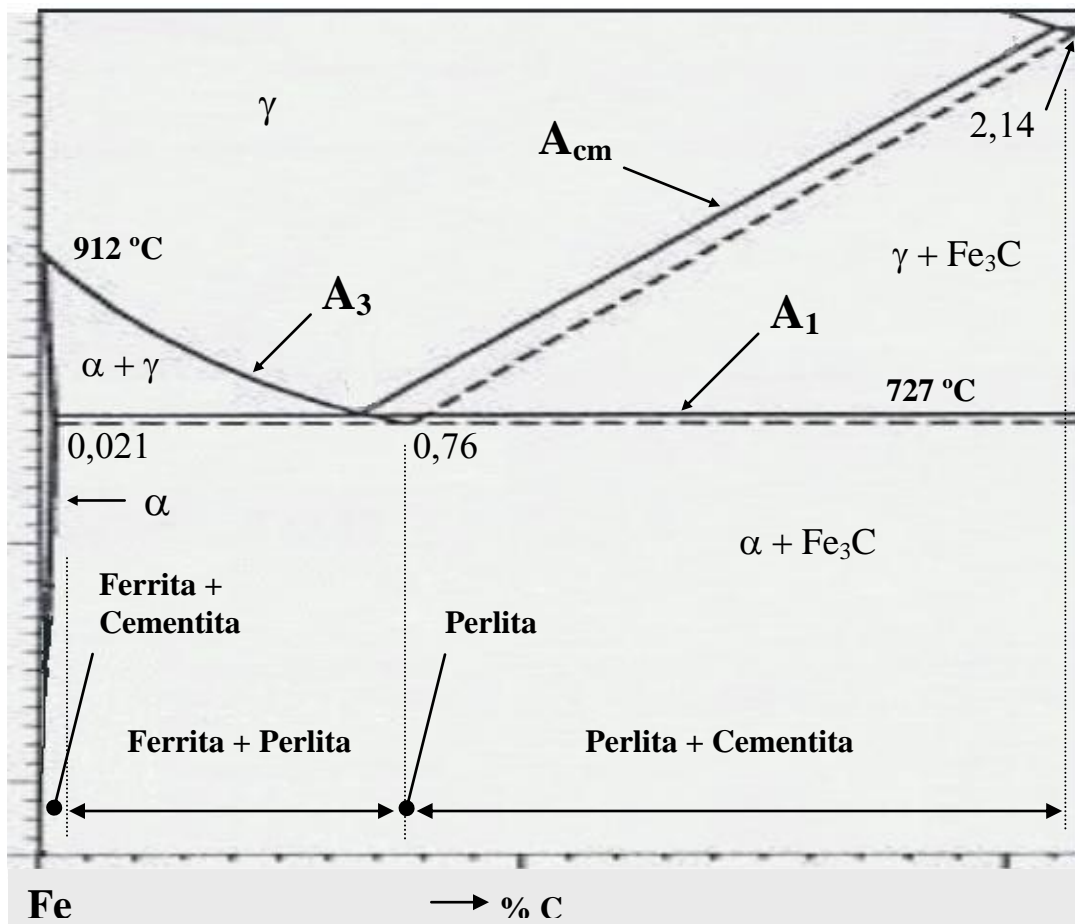


Figura 30 – Diagrama de constituintes do sistema Fe-C, para a faixa de composições variando entre 100% e 97,86% Fe (ou entre 0% e 2,14% C), em peso.

Na Figura 30, são ainda indicados os nomes de três importantes curvas do sistema Fe-C, a saber: A_1 , A_3 e A_{cm} .

Define-se:

Curva A_1 : a curva A_1 , representativa da isoterma eutetóide (727 °C), a qual, em conjunto com a curva A_3 , defini uma região conhecida por zona crítica;

Curva A_3 : a curva A_3 , indica o início da transformação α/γ , no resfriamento;

Zona crítica: formada pelo conjunto das curvas A_1 e A_3 , leva este nome por separar duas regiões bem distintas do diagrama, a região α (ferrita) e a região γ (austenita). Em outras palavras, a zona crítica identifica uma faixa de temperaturas, abaixo da qual não existe a fase (ou constituinte monofásico) γ (austenita);

Na Figura 31 é apresentado o histórico de resfriamento a partir do campo austenítico (γ) e a respectiva evolução dos constituintes, nos diferentes campos do diagrama, para uma liga que não apresenta transformação eutetóide, no caso a liga X (liga com teor de carbono inferior a 0,021% C). Deve-se ressaltar que apenas as ligas que cruzam a isoterma eutetóide (ligas com teores de carbono maiores que 0,021% C), apresentam a ocorrência desta transformação, no resfriamento dentro do equilíbrio, e, conseqüentemente, o constituinte perlita, o que não é o caso da liga considerada.

Pode-se observar no ponto 1, o início da transformação γ / α , onde cristais de ferrita nucleiam-se de forma estável na matriz de austenita. No ponto 2, a transformação γ / α é concluída, dando lugar a uma microestrutura formada apenas por cristais de ferrita. Com a continuação do resfriamento, no ponto 3 ocorre a saturação do reticulado da ferrita com átomos de carbono, indicada pelo cruzamento da liga X com a curva solvus. A partir deste ponto inicia-se a precipitação do constituinte cementita na matriz de ferrita, conjunto este que representa a microestrutura final da liga, na temperatura ambiente.

Microestruturas de uma amostra de ferro contendo traços de carbono, microestruturas, estas, típicas de aços com teores de carbono inferiores a 0,021% C, em peso, podem ser vistas também na Figura 31. Atente-se para o constituinte cementita, precipitado preferencialmente nos contornos de grãos de ferrita.

Define-se:

Curva solvus: indica a variação de solubilidade de um elemento no reticulado cristalino de um outro, em função da temperatura. Pode-se observar (Figura 31), que a solubilidade do carbono na ferrita, diminui de 0,021% C para aproximadamente zero, com a diminuição da temperatura de 727 °C para a temperatura ambiente.

A Figura 32 acompanha o histórico de resfriamento a partir do campo austenítico (γ) e a respectiva evolução dos constituintes, nos diferentes campos do diagrama, para uma liga X, hipoeutetóide. O comportamento desta liga é idêntico para todas as demais ligas hipoeutetóides (ligas com teores de carbono entre 0,021% e 0,76% C). Note-se que todas essas ligas cruzam a isoterma eutetóide apresentando, deste modo, a transformação eutetóide quando do resfriamento dentro do equilíbrio, e, conseqüentemente, o constituinte perlita, na temperatura ambiente.

Pode-se observar no ponto 1, o início da transformação γ / α , onde cristais de ferrita nucleiam-se de forma estável na matriz de austenita. Estes primeiros cristais de ferrita são todos formados à uma temperatura superior à do ponto eutetóide, durante o resfriamento da liga, antes de se atingí-la. Em função disso, estes cristais, em particular, levam o nome de ferrita proeutetóide (α_p). A composição química (CQ) e a quantidade relativa (QR) de cada constituinte muda ponto a ponto, com a variação da temperatura no campo bifásico $\alpha + \gamma$. Deve-se atentar para o fato de que a composição química da austenita não transformada evolui para o teor de 0,76% C, segundo a curva A_3 , à medida em que a temperatura cai do ponto 1 para o ponto 2, pois a ferrita proeutetóide nucleada na matriz austenítica apresenta uma quantidade de carbono bastante inferior (< 0,021% C) em relação àquela inicialmente presente na austenita (X% C, no ponto 1). Em outras palavras,

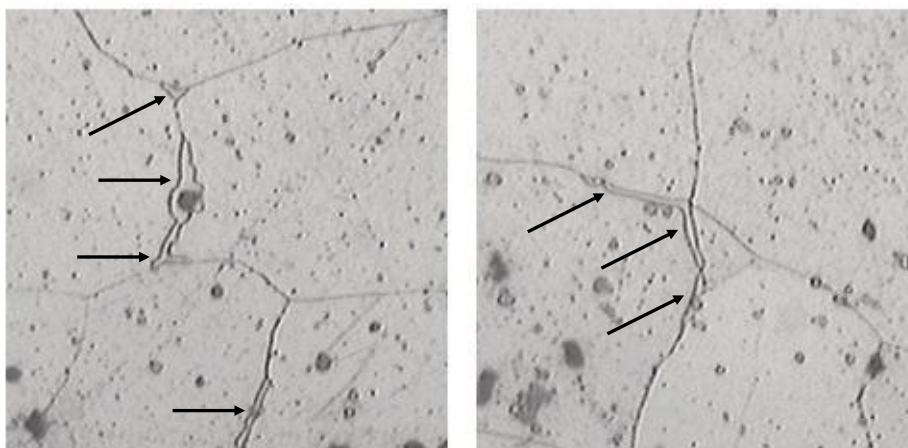
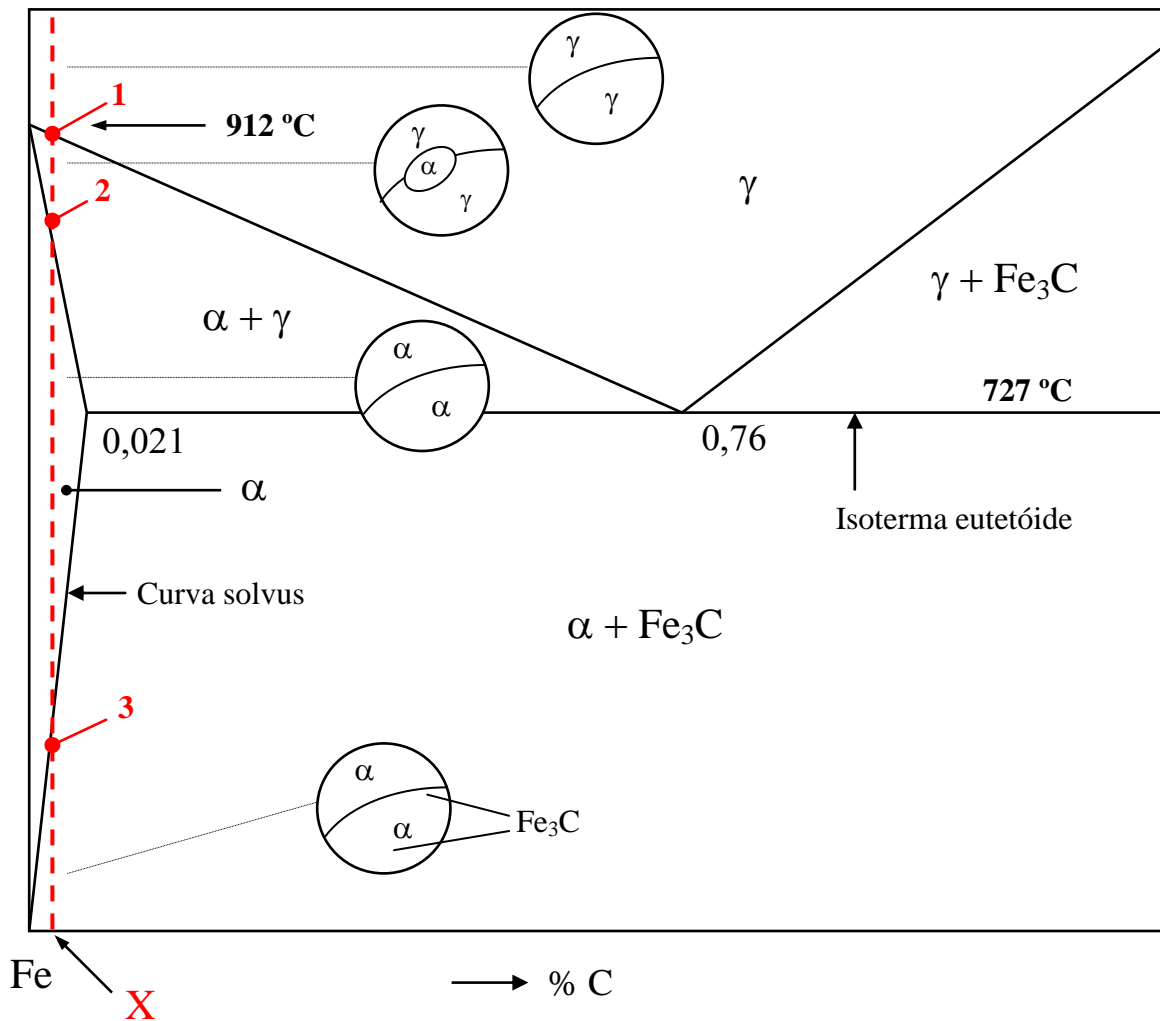


Figura 31 - Histórico de resfriamento, evolução dos constituintes e micrografias típicas para uma liga que não apresenta transformação eutetóide (amostra de ferro com pureza de 99,85% , sinterizado em atmosfera levemente carbonetante. Aumento: 1000x).

pode-se dizer que a austenita vai enriquecendo de carbono à medida em que a temperatura cai do ponto 1 para o ponto 2. No ponto 2, a transformação γ/α é concluída, pois a austenita não transformada adquire exatamente a temperatura e a composição do ponto eutetóide, sofrendo assim a transformação eutetóide, a qual resulta na formação da perlita. A microestrutura final passa a ser formada pelos constituintes ferrita e perlita, não ocorrendo mais nenhuma transformação até a temperatura ambiente.

Conforme apresentado no capítulo anterior, o mesmo procedimento de determinação das FP (fases presentes), CQFP (composição química) e QRFP (quantidade relativa) é, também, válido para os constituintes, podendo-se determinar para cada ponto do diagrama, todo o conjunto de informações visto.

Ainda na Figura 32, a comparação das duas micrografias apresentadas permite evidenciar um fenômeno extremamente importante, de caráter puramente difusivo, conhecido por crescimento de grão. Note-se que a micrografia 'a' apresenta uma microestrutura bastante refinada, ao contrário da micrografia 'b', onde ambos os grãos de ferrita e de perlita são tipicamente grosseiros. Esta diferença é decorrente do tratamento de superaquecimento a 1000 °C, ao qual a amostra 'b' foi submetida, após a laminação a quente.

Define-se:

Crescimento de grão: processo termicamente ativado que consiste na troca de posições de átomos junto à interface entre dois grãos adjacentes, de modo que átomos do grão menor movimentam-se através do contorno de grão assumindo a orientação cristalográfica do grão adjacente maior. Em outras palavras, caracteriza-se pelo crescimento dos grãos maiores às custas dos grãos menores, pois a movimentação de um contorno de grão tipicamente côncavo só é termodinamicamente favorável na direção do seu centro de curvatura, o que resulta na liberação de energia do sistema, conforme ilustrado na Figura 33 (ver também Figura 1.3 e item 1.2).

Para o engenheiro mecânico, este fenômeno começa a ser significativo nos aços, quando aquecidos à temperaturas acima de 500 °C. Devido a isso, muito cuidado deve ser tomado na especificação da temperatura de austenitização, quando da realização de qualquer tratamento térmico. Esta observação está diretamente relacionada com a influência da temperatura de austenitização, obtida a partir de uma determinada taxa de aquecimento, no tamanho de grão da austenita. Uma austenita grosseira resulta em produtos de transformação grosseiros (ferrita, perlita e/ou cementita). Deve-se lembrar que o tempo de permanência em temperatura elevada, apesar de menos efetivo que a temperatura, exerce também influência na evolução do crescimento de grão, sendo que quanto maiores a temperatura e o tempo de exposição, maior também será o efeito de crescimento de grão da austenita, de acordo com as leis de difusão (Leis de Fick).

Por sua vez, o crescimento de grão deve ser evitado ao máximo em função do comprometimento de determinadas propriedades do material. Com segurança, pode-se dizer que quanto menor o tamanho de grão médio, maior é a dureza e a tensão de escoamento de um material. Esta afirmação foi comprovada a partir de estudos realizados por Hall e Petch, utilizando-se de materiais metálicos puros. Tais estudos permitiram deduzir as equações, conhecidas como equações de Hall-

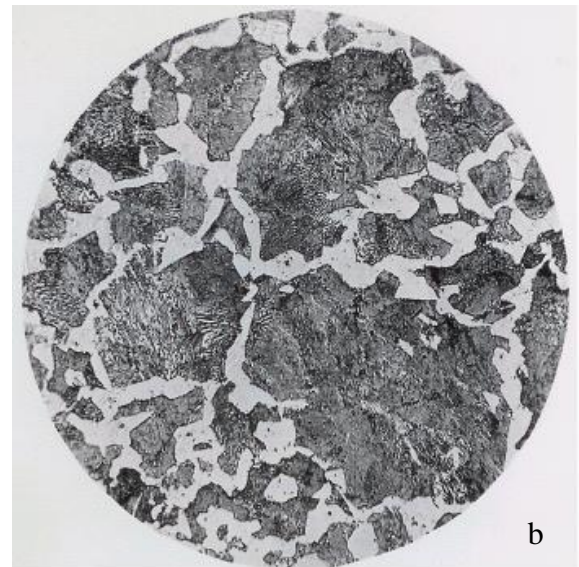
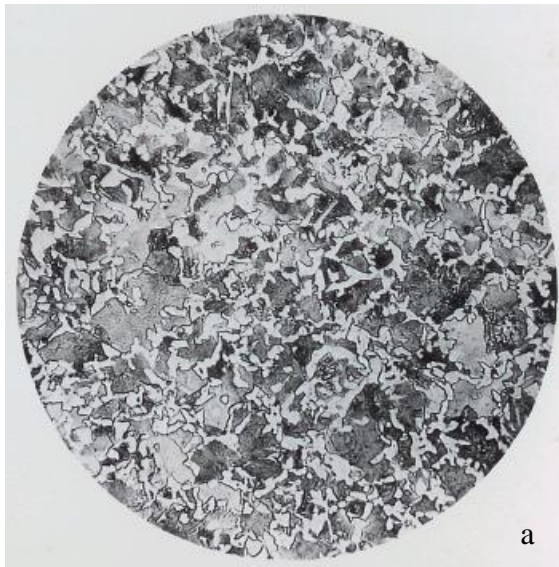
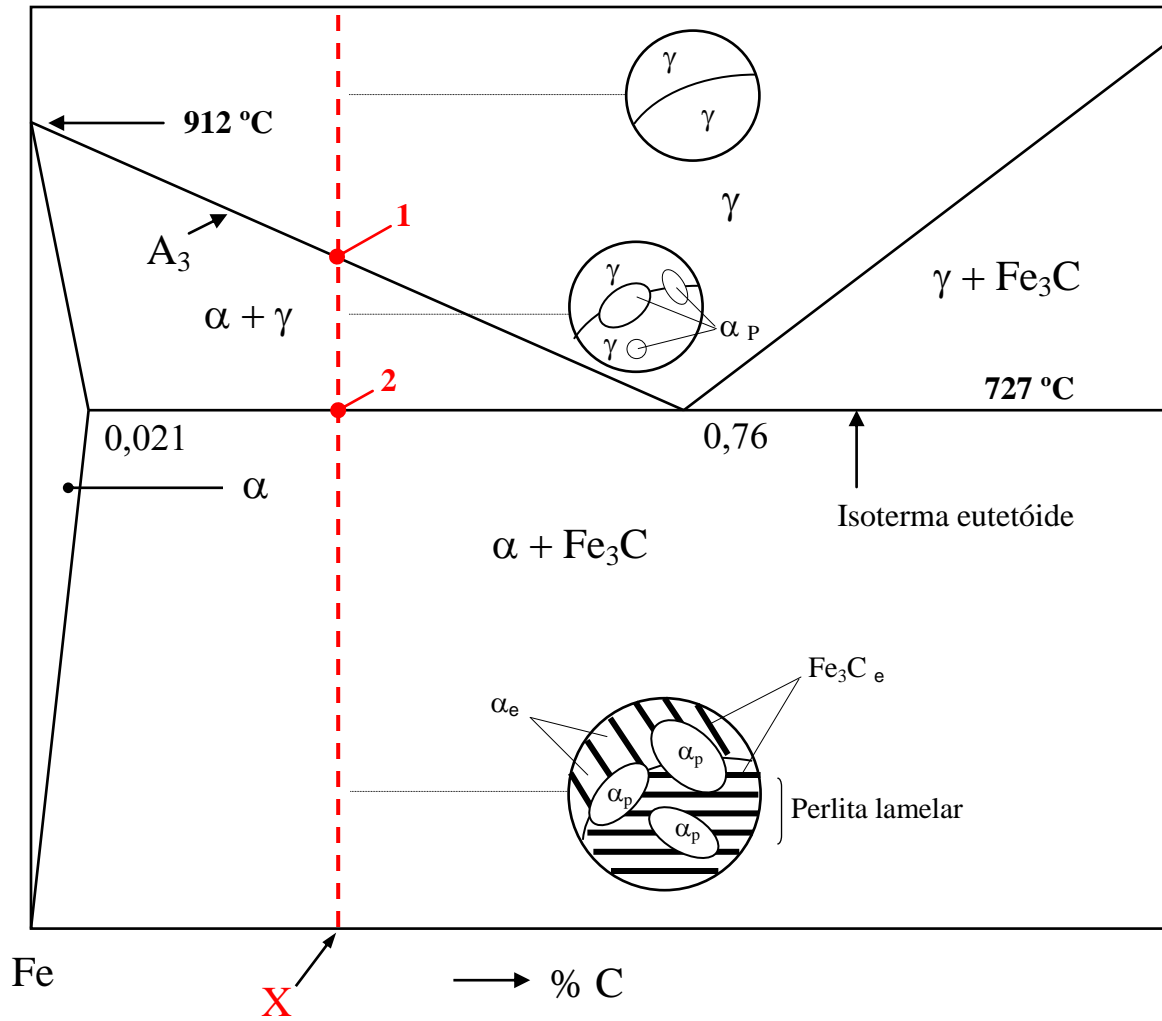


Figura 32 - Histórico de resfriamento, evolução dos constituintes e micrografias típicas para uma

liga hipoeutetóide (aço de médio teor de carbono com composição química, em peso, de: 0,45% C - 0,245% Si - 0,48% Mn - 0,024% S - 0,062% P): a) laminado a quente; e b) superaquecido a 1000 °C). Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 250x. (Metallographic supplies – P.F. Dujardin & CO. Düsseldorf, 1958).

Petch, as quais relacionam, respectivamente, tamanho de grão e dureza (3) e tamanho de grão e tensão de escoamento (4), a saber:

$$H = H_0 + k_H \cdot d^{-1/2} \quad (3)$$

$$\sigma = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2} \quad (4)$$

sendo,

H, dureza;

H₀, dureza esperada para um cristal hipotético de tamanho infinito (interseção da reta com o eixo das ordenadas);

k_H, coeficiente angular da reta;

d, diâmetro médio de grão;

σ, tensão de escoamento;

σ₀ e k, constantes equivalentes a H₀ e k_H;

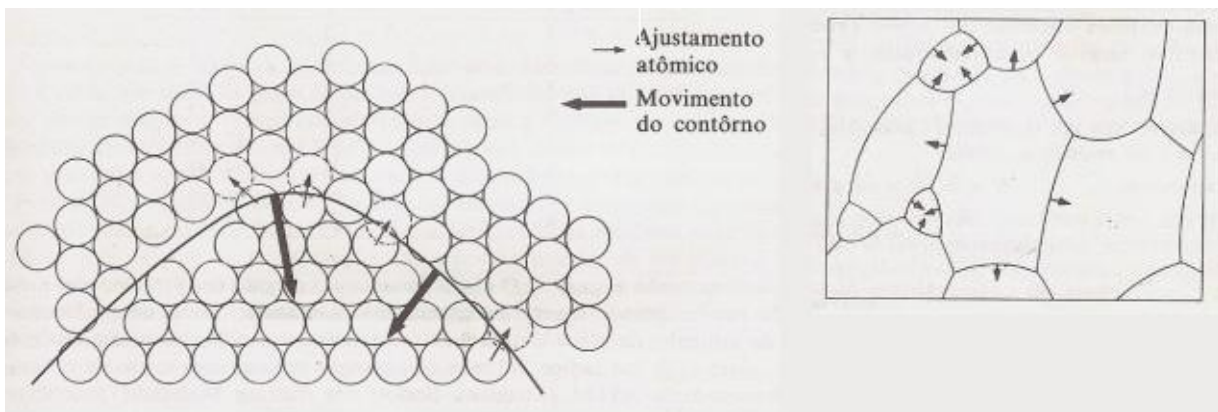


Figura 33 – Fenômeno de crescimento de grão (van Vlack, 1970).

É importante lembrar também que o refino de grão é um dos principais mecanismos de endurecimento e/ou aumento de resistência mecânica conhecidos, sendo o principal mecanismo de aumento de resistência presente nos aços microligados ao Ti, V e/ou Nb.

Na Figura 34 é apresentado o histórico de resfriamento a partir do campo austenítico (γ) e a respectiva evolução dos constituintes, nos diferentes campos do diagrama, para a liga X, eutetóide. Esta liga é especial e única em todo o sistema, pois sua composição química coincide com a composição do ponto eutetóide do diagrama Fe-C.

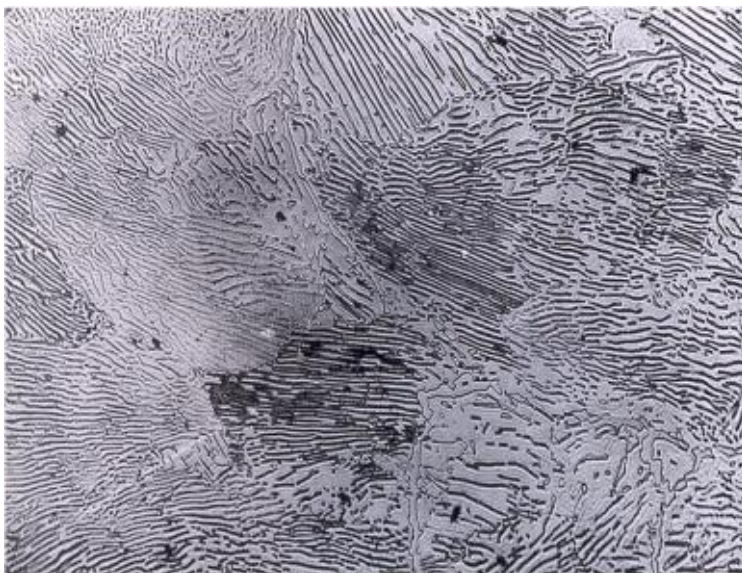
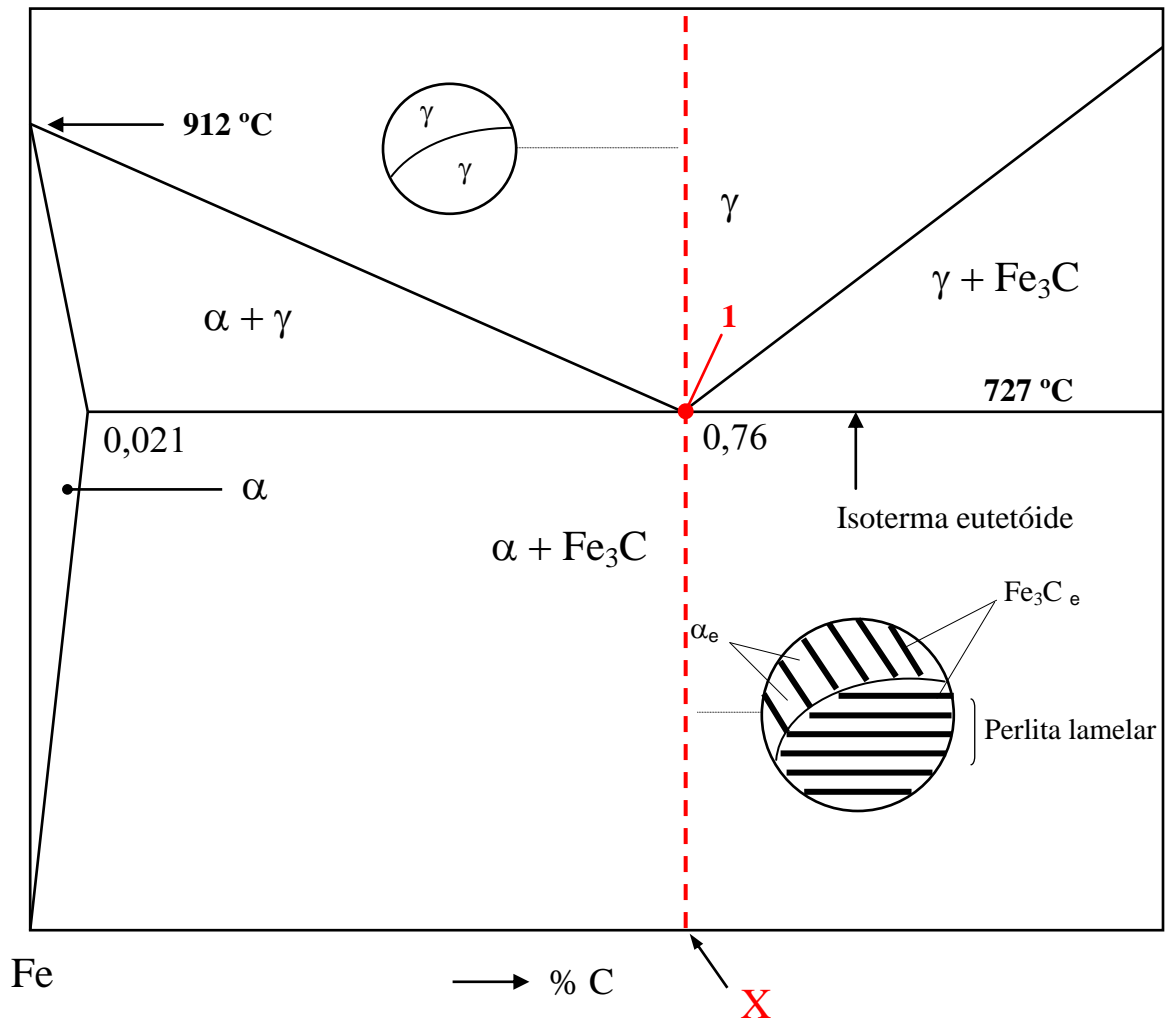


Figura 34 - Histórico de resfriamento, evolução dos constituintes e micrografia típica da liga

eutetóide (aço de alto teor de carbono com composição química, em peso, de: 0,76% C, traços de Si, Mn, S e P). Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 250x. (Metallographic supplies – P.F. Dujardin & CO. Düsseldorf, 1958).

A liga eutetóide apresenta uma única transformação no estado sólido (a partir do campo austenítico), ocorrendo exatamente no ponto 1. Neste ponto, a austenita sofre a transformação eutetóide, resultando no constituinte perlita. A microestrutura final passa a ser formada exclusivamente por perlita, não ocorrendo mais nenhuma transformação até a temperatura ambiente.

A formação da perlita pode ser explicada de forma simplificada, conforme ilustrado na Figura 35. Ao se atingir a temperatura de 727 °C inicia-se a nucleação de pequenos embriões de ferrita (α) nos contornos de grãos da austenita (γ), a qual apresenta inicialmente 0,76% C. Como a solubilidade do carbono na ferrita é muito baixa, sendo de 0,021% C, na temperatura citada, todo restante de carbono não aceito em solução sólida na ferrita, se difunde para as adjacências destes embriões enriquecendo-os de carbono. Conseqüentemente, nas adjacências dos embriões de ferrita nucleiam-se embriões de cementita (com 6,67% C). Estes embriões vão crescendo até se completar toda a transformação da austenita em ferrita e cementita, as quais se dispõem em lamelas alternadas, resultando no constituinte bifásico chamado perlita.

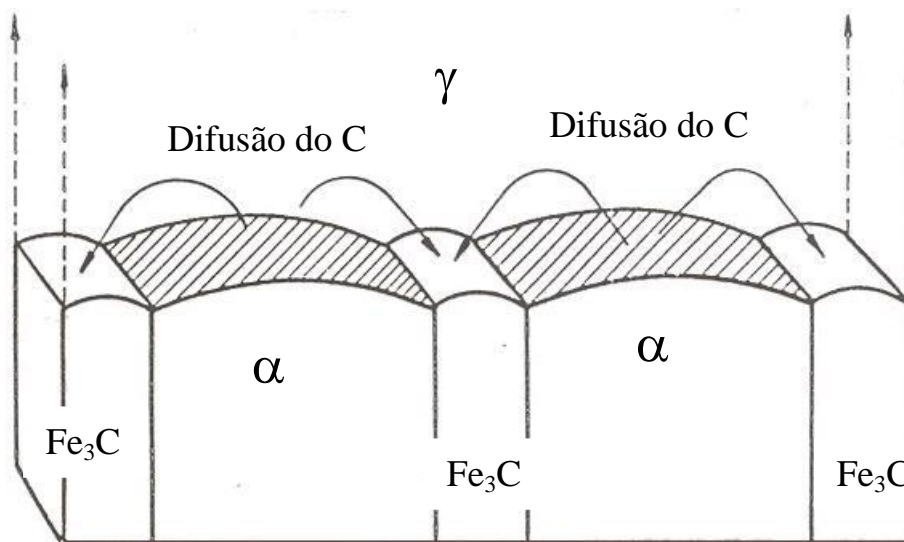


Figura 35 – Formação da perlita (adaptado de Thelning, 1984 - after Hillert).

Por fim, na Figura 36 tem-se o histórico de resfriamento a partir do campo austenítico (γ) e a respectiva evolução dos constituintes, nos diferentes campos do diagrama, para uma liga X, hipereutetóide. O comportamento desta liga é idêntico para todas as demais ligas hipereutetóides (ligas com teores de carbono entre 0,76% C e 2,14% C). Note-se que todas essas ligas, de modo similar ao que ocorre para as ligas hipoeutetóides, cruzam a isoterma eutetóide, apresentando, deste modo, a transformação eutetóide e, conseqüentemente, o constituinte perlita quando do resfriamento dentro do equilíbrio.

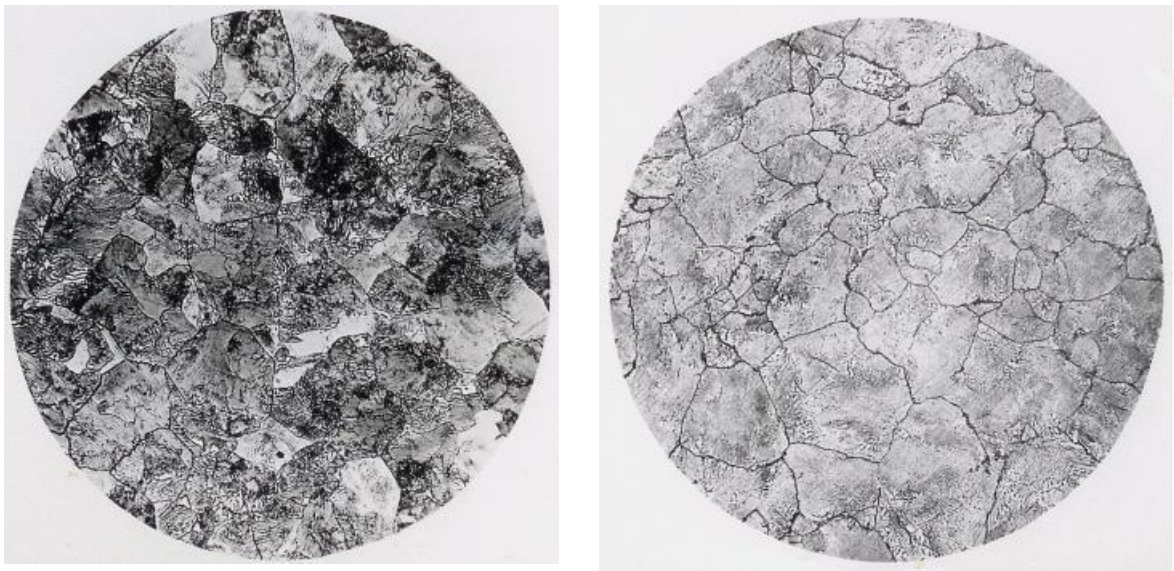
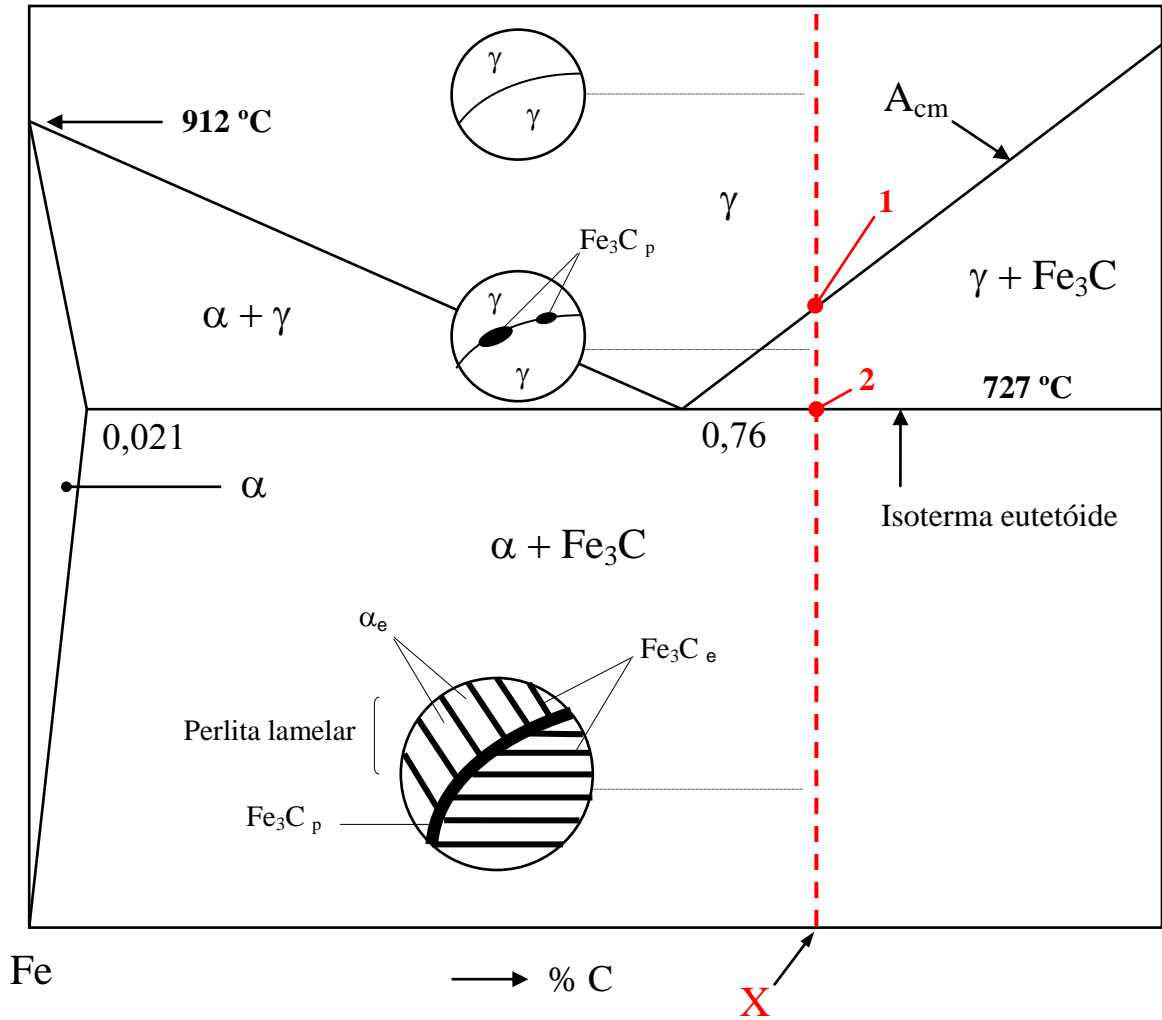


Figura 36 - Histórico de resfriamento, evolução dos constituintes e micrografia típica de uma liga

hipereutetóide (aço de alto teor de carbono com composição química, em peso, de: 0,76% C, traços de Si, Mn, S e P). Ataque químico: Nital 2%. Aumento: 250x. (Metallographic supplies – P.F. Dujardin & CO. Düsseldorf, 1958).

Pode-se observar no ponto 1, o início da transformação da austenita em cementita. Os cristais de cementita nucleiam-se de forma estável na matriz de austenita, normalmente nas regiões de contornos de grão. Estes cristais, em particular, formados à uma temperatura superior à do ponto eutetóide, levam o nome de cementita proeutetóide (Fe_3C_p). A composição química (CQ) e a quantidade relativa (QR) de cada constituinte muda ponto a ponto, com a variação da temperatura no campo bifásico $\gamma + Fe_3C$. Deve-se atentar para o fato de que a composição química da austenita não transformada evolui para o teor de 0,76% C, segundo a curva A_{cm} , à medida em que a temperatura cai do ponto 1 para o ponto 2, pois a cementita proeutetóide nucleada na matriz austenítica é formada com uma quantidade de carbono bastante superior (= 6,67% C) em relação àquela inicialmente presente na austenita (X% C, no ponto 1). Em outras palavras, pode-se dizer que a austenita vai empobrecendo de carbono à medida em que a temperatura cai do ponto 1 para o ponto 2. No ponto 2, a transformação γ / α é concluída, pois a austenita ainda não transformada adquire exatamente a temperatura e a composição do ponto eutetóide, sofrendo assim a transformação eutetóide, a qual resulta na formação da perlita. A microestrutura final passa a ser formada pelos constituintes cementita e perlita, não ocorrendo mais nenhuma transformação até a temperatura ambiente.

Nas representações esquemáticas que ilustram as evoluções dos constituintes das ligas em estudo das Figuras 32, 34 e 36, as fases ferrita e cementita, presentes no constituinte perlita, são representadas pelos símbolos α_e e Fe_3C_e , respectivamente (no caso o sub-índice 'e' vem de eutetóide).

Deve-se enfatizar que os tratamentos térmicos que originam as microestruturas características vistas até o presente momento, nas Figuras 31, 32, 34 e 36, são o recozimento pleno e a normalização. Estes tratamentos apresentam condições de resfriamento bastante lentas, as quais permitem que as transformações de fases, de caráter difusivo, apresentadas no diagrama de equilíbrio Fe-C, sejam levadas a termo, sendo assim possibilitado o uso desse diagrama para estimar aproximadamente as microestruturas dos aços, quando submetidos a esses tratamentos.

2.1.1 – INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NO DIAGRAMA Fe-C

No ferro puro as transformações alotrópicas δ/γ (transformação A_4) e γ/α (transformação A_3) ocorrem nas temperaturas constantes de 1394 °C e 912 °C, respectivamente. Quando um segundo elemento entra em solução com o Ferro cada uma delas passa a ocorrer para uma determinada faixa de temperatura. Segundo a natureza do soluto introduzido no reticulado do Ferro, pode-se observar a ocorrência de dois tipos de efeito. No primeiro, o efeito do soluto é o de elevar a temperatura de transformação A_4 e o de abaixar a temperatura de transformação A_3 , ampliando o domínio de existência da fase γ (CFC). Tais solutos, no caso elementos como o Mn, Ni, C, entre outros, são denominados de elementos de liga gamagêneos, ou seja, elementos estabilizadores da fase γ (CFC). No segundo tipo, a presença do soluto tende a abaixar a temperatura de transformação A_4 e a de elevar a temperatura A_3 , aumentando o campo de existência da fase α

(CCC). Os solutos que produzem esse efeito, no caso elementos como o Si, Cr, Mo, entre outros, são chamados de elementos de liga alfa-gêneos, ou seja, elementos estabilizadores da fase α (CCC).

De modo similar, a presença de um terceiro elemento no sistema Fe-C modifica os domínios de existência das fases previstas no diagrama Fe-Fe₃C (ver Figura 21). Um efeito especialmente importante, diz respeito às alterações introduzidas no domínio de existência da fase γ (CFC), ou da austenita. É sabido que teores crescentes de elementos como o Cr, Mo e Si elevam a temperatura da reação eutetóide, diminuem o teor de carbono do ponto eutetóide, além de diminuir a solubilidade de carbono na austenita. Como resultado, teores crescentes desses elementos reduzem progressivamente a extensão do campo austenítico. Por outro lado, a adição de elementos como o Mn e o Ni, tendem a diminuir tanto a temperatura como o teor de carbono do ponto eutetóide.

O efeito dos elementos, individualmente, nos aços de baixa liga, pode ser melhor visualizado na Figura 37, onde é mostrada a influência de determinados elementos de liga na temperatura e

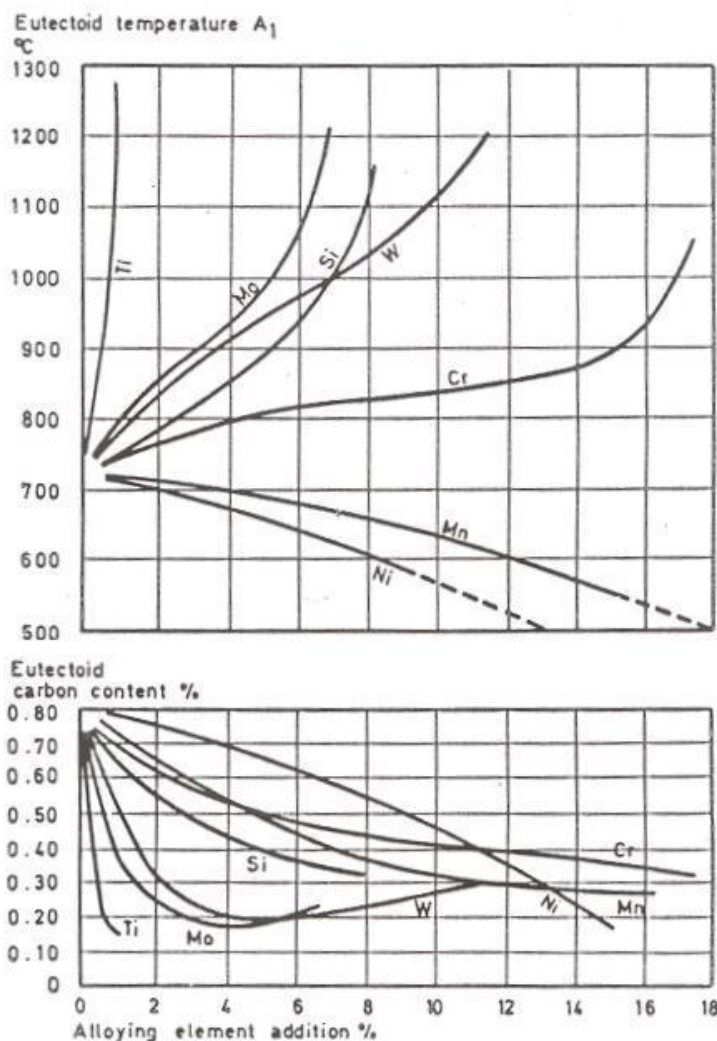


Figura 37 – Influência de elementos de liga na temperatura e teor de carbono do ponto eutetóide (Thelning, 1984).

na composição do ponto eutetóide. De modo genérico, independente do tipo de elemento, pode-se afirmar que a presença de elementos de liga no aço desloca o ponto eutetóide para a esquerda, ou seja, para teores de carbono menores do que 0,76% C, em peso. Uma das vantagens da adição de elementos de liga nos aços é que se possibilita a obtenção de uma estrutura perlítica com teor de carbono inferior a 0,76% C, o que é altamente indicado quando se deseja realizar a conformação mecânica no material, aliando-se ao material uma elevada temperabilidade. A explicação para o aumento da conformabilidade em aços que possuem elementos de liga recai no fato de que, ao se obter uma perlita com teor de carbono inferior a 0,76% C, modificam-se também as quantidades relativas das fases nela presentes, sendo que, neste caso, a perlita passa a apresentar uma menor quantidade de cementita (Fe_3C), fase esta responsável pelo aumento relativo da dureza e consequente diminuição da ductilidade, conforme visto no item 1.4.3.

Define-se:

Temperabilidade: capacidade do aço de endurecer a uma determinada profundidade pela formação da martensita, quando submetido a um resfriamento brusco a partir do campo austenítico (tratamento térmico de têmpera). A fase (ou microconstituente) martensita, por ser obtida para condições de resfriamento fora de equilíbrio, não é prevista no diagrama de equilíbrio Fe-C.

Martensita: solução sólida supersaturada de carbono no Ferro, apresentando estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC), na temperatura ambiente, elevadíssima dureza (a qual é uma função do teor de carbono da liga, podendo variar de HV 780 ou HRC 60, para aços contendo 0,4% C, até HV 1000 ou HRC 67, para aços contendo 1,0% C, em peso – sendo “HV = Hardness Vickers” e “HRC = Hardness Rockwell C”). Nas Figuras 38 e 39 são apresentados os dois tipos existentes de estruturas de martensitas encontrados em ligas do sistema Fe-C, martensita do tipo massiva e do tipo acicular, respectivamente. O primeiro tipo (Figura 38), ocorre em aços-ao-carbono, com teores de carbono de até 0,6% C, em peso. O segundo tipo (Figura 39), mais familiar, ocorre em aços com teores de carbono acima de 0,6% C, em peso, sendo caracterizada por placas de martensita dispostas aleatoriamente em uma matriz de austenita (austenita retida). Aços apresentando teores de carbono entre 0,6 e 1,0% C, em peso, podem possuir simultaneamente ambos os tipos de martensita.

Voltando à Figura 37, em termos de temperatura da reação eutetóide, se esta temperatura é aumentada ou diminuída com a adição de elementos de liga, respeita-se o que já foi visto em termos de estabilização das fases α (CCC) ou γ (CFC) do ferro. Se o elemento de liga é alfafêneo, a temperatura do ponto eutetóide é aumentada. Em contrapartida, se o elemento de liga é gamagêneo, a temperatura do ponto eutetóide é diminuída. A influência dos elementos de liga alfafêneos e gamagêneos sobre a temperatura e composição química do ponto eutetóide é ilustrada de forma sintética na Figura 40, em complemento aos resultados apresentados na Figura 37.

Assim sendo, os elementos de liga nos aços podem ser classificados em três grupos distintos, a saber (estão indicados abaixo apenas os principais):

- Elementos de liga gamagêneos: Mn, Ni, Co, Cu, C e N;
- Elementos de liga alfafêneos: Si, Cr, W, Mo, V, Ti, Be, Ta, Zr, B, S, P, Ce, Nb;
- Elementos de liga formadores de carbonetos (e/ou nitretos, à exceção do W): Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti e Zr.

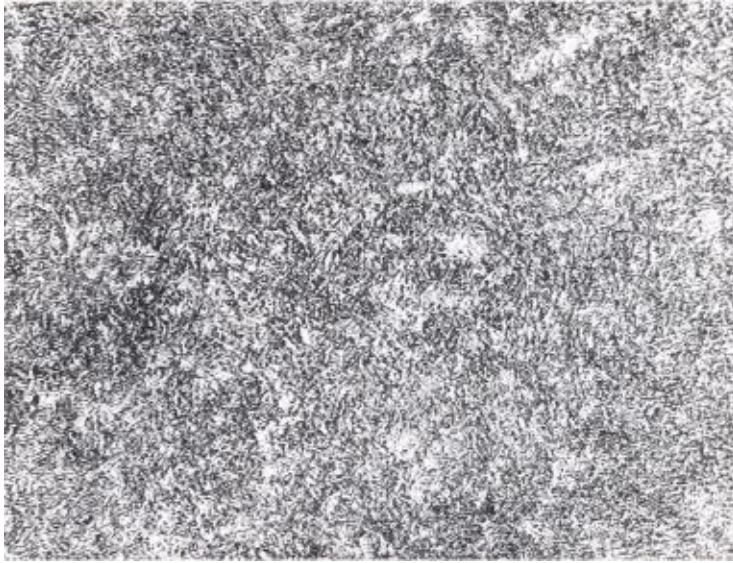


Figura 38 – Martensita do tipo massiva (“massive or lath martensite”), (Metallographic supplies – P.F. Dujardin & CO. Düsseldorf, 1958).



Figura 39 - Martensita do tipo acicular (“acicular or plate martensite”), (Metallographic supplies – P.F. Dujardin & CO. Düsseldorf, 1958).

Deve-se destacar que os elementos de liga modificam as propriedades do aço através das mudanças que introduzem na sua microestrutura. Tais modificações estão diretamente relacionadas com a forma com que os mesmos se apresentam no material. Os elementos de liga podem se apresentar sob diferentes formas nos aços:

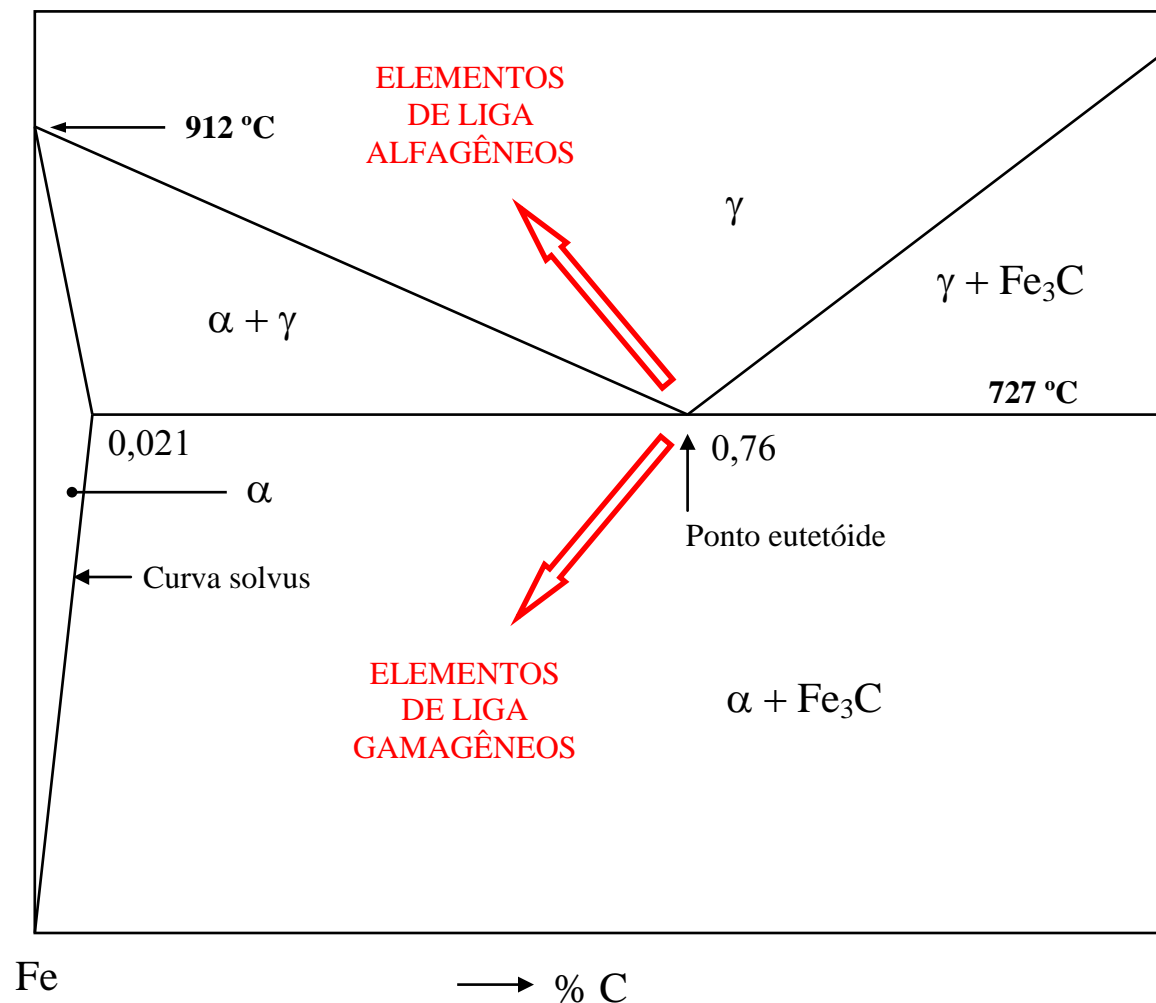


Figura 40 – Representação esquemática da influência dos elementos de liga alfa e gama sobre a temperatura e composição química do ponto eutetóide.

- Formando solução sólida com o Ferro, sendo que o material tem sua resistência aumentada pelo mecanismo de endurecimento por formação de solução sólida. Cabe ressaltar que toda liga (no caso, o aço) é sempre mais dura e resistente que seu respectivo metal base (no caso, o Ferro puro). Dois exemplos de solução sólida típicas podem ser encontrados nos aços do tipo inoxidáveis, a saber:
 - a) os aços inoxidáveis ferríticos, que constituem-se principalmente em ligas do sistema Fe-Cr-C, apresentando normalmente teores superiores a 13% Cr, em peso, e traços de carbono, sendo que o Cr é encontrado preferencialmente em solução sólida substitucional com o Ferro na fase α (CCC);
 - b) os aços inoxidáveis austeníticos, que constituem-se principalmente em ligas do sistema Fe-Cr-Ni-C, apresentando teores elevados tanto de Cr como de Ni (normalmente variando entre 13% a 25% para o Cr e entre 7% a 20% para o Ni, em peso) e traços de carbono, sendo que ambos os elementos Cr e Ni são encontrados em solução sólida

substitucional com o Ferro na fase γ (CFC).

- Dissolvendo-se na cementita e formando carbonetos complexos com o Ferro, ou, simplesmente, combinando-se com o carbono e precipitando-se na matriz na forma de um carboneto de elemento de liga (sendo, necessariamente, o carboneto de elemento de liga termodinamicamente mais estável do que a cementita). Neste caso, o material tem sua resistência aumentada pelo mecanismo de endurecimento por precipitação de partículas de segunda fase. Um exemplo de um carboneto complexo com o Ferro é o $(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{C}$, sendo que TiC , NbC , Cr_{23}C_6 , WC , são exemplos típicos de carbonetos de elementos de liga;
- Formando compostos intermetálicos com o Ferro, os quais se caracterizam por apresentar fórmula estequiométrica e composição química fixas (a título de exemplo, compostos do tipo Fe_xM_y , sendo M = metal). Neste caso, o material tem sua resistência também aumentada pelo mecanismo de endurecimento por precipitação de partículas de segunda fase na matriz metálica; e, por fim,
- Formando inclusões não-metálicas ou inclusões metálicas dispersas na matriz. No primeiro caso, as inclusões não-metálicas ocorrem principalmente na forma de óxidos e sulfetos, como partículas de segunda fase dispersas de Al_2O_3 , SiO_2 , ou MnS , entre outras. No segundo caso, as inclusões metálicas são decorrentes de elementos de liga que apresentam solubilidade nula com o Ferro, sendo o Pb (chumbo), o principal exemplo deste caso.

É importante ressaltar que um determinado elemento de liga não se localiza exclusivamente num único constituinte, mas se distribui sob várias formas em diferentes constituintes. É evidente que cada elemento manifesta, em geral, uma preferência marcada pela forma com o qual o mesmo será encontrado na microestrutura do material. Assim sendo, pode-se prever, de forma aproximada, uma tendência genérica na repartição dos elementos de liga presentes no material. Tal repartição nos diferentes constituintes depende geralmente da quantidade ou concentração dos mesmos e do histórico térmico a que foi submetido o material ao longo de seu processamento. Certos elementos como o Ni , Si , Al e Cu são frequentemente encontrados em solução sólida. Outros, como o Cr , Mo , W , Nb e Ti se apresentam usualmente como carbonetos (ou nitretos, ou óxidos) e, em menor grau, em solução sólida. Estes últimos, quando em teores elevados, podem formar também compostos intermetálicos com o Ferro (Fe_3W_2 , Fe_3W , Fe_2Mo_2 , FeMo , ...). Alguns elementos, conforme já visto, podem estar presentes, ainda, como inclusões não-metálicas (MnO , MnS , SiO_2 , Al_2O_3 , TiO_2 , Fe_4N , ...).

A Figura 41 apresenta uma parte da classificação para avaliação micrográfica de inclusões de aços adotada pela Associação dos Siderúrgicos Suécicos de Estocolmo. São apresentadas as representações de dois tipos de inclusões, da série grossa: a) tipo A - sulfetos ou sulfuretos (para espessuras de até 6 μm), nas classificações 1, 3 e 5, respectivamente; e b) tipo D – óxido, globular (para espessuras de até 12 μm), também nas classificações 1, 3 e 5, respectivamente. Deve-se ressaltar que a observação das inclusões em amostras de aços é uma importante etapa da análise metalográfica e é realizada no microscópio ótico imediatamente após o polimento, antecedendo, porém, à etapa de ataque químico da amostra.

2.2 – CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS

Conforme visto, os aços são ligas ferrosas de baixo teor em carbono, contendo ainda impurezas e,

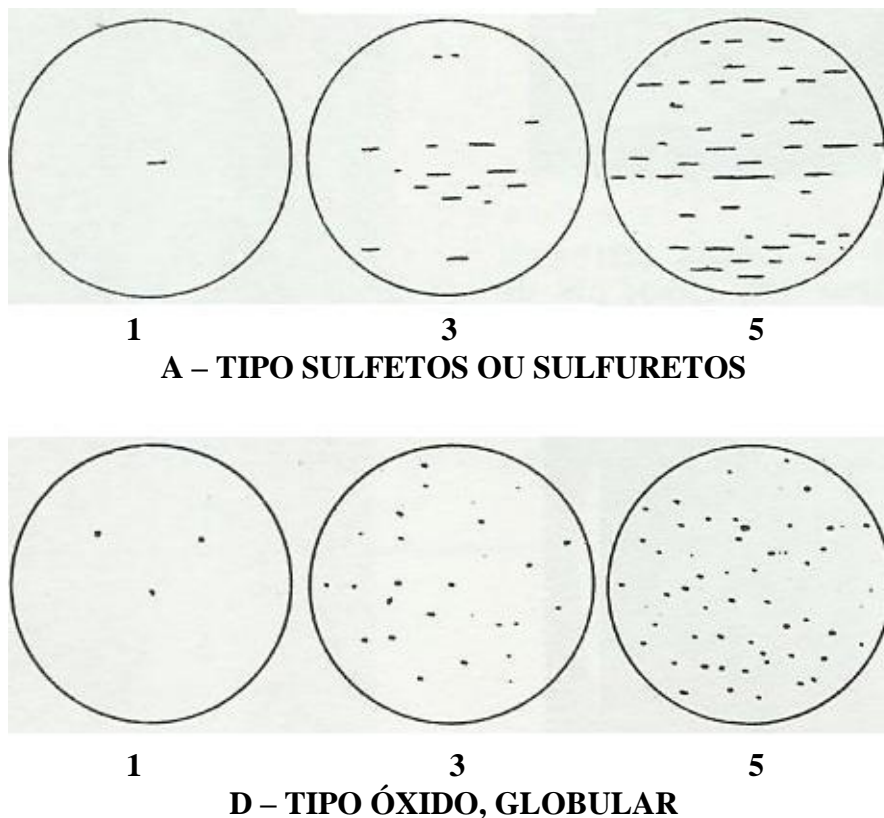


Figura 41 – Parte da classificação para avaliação micrográfica de inclusões de aços adotada pela Associação dos Siderúrgicos Suécicos de Estocolmo, para dois tipos de inclusões, da série grossa: a) tipo A - sulfetos ou sulfuretos (para espessuras de até 6 μm), nas classificações 1, 3 e 5, respectivamente; e b) tipo D – óxido, globular (para espessuras de até 12 μm), também nas classificações 1, 3 e 5, respectivamente (a figura original é 4,3 vezes, linearmente, maior do que a apresentada aqui), (Hubertus Colpaert, 1974).

eventualmente, elementos adicionados como liga. Consideram-se usualmente três tipos principais de aços, de acordo com a composição química:

- aços-ao-carbono: caracterizados como ligas do sistema Fe-C, contendo até 2,14% C, em peso, além de certos elementos residuais advindos do processo de fabricação. Conforme visto na Figura 29, o diagrama de equilíbrio Fe-C fundamenta todo o estudo deste grupo de aços;
- aços de baixa-liga: caracterizados como ligas do sistema Fe-C contendo elementos adicionados intencionalmente e/ou apresentando elementos residuais em teores acima dos que são considerados normais. Neste caso, apresentam um somatório de elementos de liga inferior a 5%;
- aços de alta-liga: diferenciam-se dos aços de baixa-liga pela quantidade de elementos de liga, apresentando um somatório de elementos de liga superior a 5%.

Os objetivos da adição de elementos de liga são específicos para cada um dos dois grupos de aços ligados. Nos aços de baixa-liga, a adição tem por finalidade atender aos seguintes objetivos:

- a busca da homogeneização das propriedades mecânicas ao longo de toda a seção transversal do componente mecânico;
- o aumento da temperabilidade do material. Quanto maior a temperabilidade, maior será a profundidade de endurecimento após a realização de um tratamento térmico de têmpera; e, por fim,
- a redução de peso morto, pelo aumento de resistência mecânica, quando do projeto de um determinado componente mecânico.

Por outro lado, nos aços de alta-liga a adição tem por finalidade atender a objetivos específicos, tais como:

- o aumento da resistência ao desgaste (é o caso dos aços-ferramentas, aços-rápidos, aços indeformáveis para trabalho a frio, aços indeformáveis para trabalho a quente, entre outros);
- o aumento da resistência à corrosão (sendo o caso típico dos aços inoxidáveis, de um modo genérico);
- o aumento da resistência à elevadas temperaturas (alguns aços inoxidáveis como o austenítico ABNT 310 - o qual apresenta em média 25% Cr, 20% Ni, 1,5% Mn, 1,5% Si, em peso, além de traços de carbono e balanço em Fe - são chamados de aços refratários);
- a melhoria das propriedades elétricas e magnéticas (a adição de Si e Co em teores elevados tende a melhorar tais propriedades nos aços); e, por fim,
- a melhoria da usinabilidade (pois a adição de S, P ou Pb, para teores acima dos considerados usuais para estes elementos, normalmente maiores do que 0,05%, em peso, garante tal predicado no aço).

2.2.1 – AÇOS-AO-CARBONO

A maioria dos aços-ao-carbono contém de 0,10 a 1,50% C, em peso. Apesar do estudo destes aços ser fundamentado no diagrama Fe-C, na prática todo aço-ao-carbono constitui-se em uma liga complexa, apresentando também concentrações de P, S, Mn e Si, podendo-se observar ainda a presença de traços de outros elementos tais como N, O e Al, entre outros.

Os elementos Fósforo (P) e Enxôfre (S) são normalmente considerados como impurezas nos aços. A presença destes elementos advêm do carvão-coque, que é uma das matérias-primas usadas na fabricação do ferro-guza de primeira fusão (liga de Fe apresentando de 4 a 5% C, em peso), o qual é obtido na etapa de redução do minério de ferro em altos-fornos e usado na etapa de refino do aço junto aos fornos conversores.

A presença dos elementos Manganês (Mn) e Silício (Si) nos aços é consequência de dois aspectos técnicos distintos:

- conforme visto no diagrama Fe-S (Figura 19), o enxôfre tende a causar a fragilização a quente nos aços devido à formação de um constituinte eutético de baixo ponto de fusão com o Fe (988 °C). Como o enxôfre está presente como contaminante na composição do aço, o efeito negativo que ele causaria ao se combinar com o Fe tem que ser evitado a todo custo. Isto é conseguido através da adição do Mn na composição da liga enquanto líquida, durante o banho. Ocorre que o Mn une-se preferencialmente ao S, formando o sulfeto de manganês (MnS), por ser uma fase termodinamicamente mais estável que a fase concorrente que formar-se-ia na ausência de Mn no banho, no caso, o sulfeto de ferro (FeS). Deve-se destacar que a fase MnS apresenta

elevado ponto de fusão e alta ductilidade. Daí ser comum encontrar em aços laminados, esta fase dispersa na matriz apresentando morfologia alongada no sentido da laminação (Figura 41).

- O silício, por sua vez, é necessariamente adicionado ao banho da liga, durante o processo de refino do aço, com a finalidade de se combinar com o oxigênio presente no processo, resultando na formação do óxido de silício (SiO_2), que é removido através da retirada da escória do banho. Aços que apresentam Si na composição são chamados de aços acalmados. Este nome decorre do fato de que o oxigênio, usado para controlar o teor de carbono da liga através da formação de CO e CO_2 , tende a causar um forte borbulhamento do banho durante a etapa de refino. Com a retirada do oxigênio através do uso do Si, o banho pára de borbulhar, dando-se a impressão de se ter acalmado. Quando ao invés de Si usa-se o Alumínio (Al), o oxigênio presente no banho é removido a partir da formação e retirada pela escória do óxido de alumínio (Al_2O_3). Aços que apresentam Al no lugar do Si, em sua composição, são chamados de aços superacalmados.

Apenas a título de curiosidade, segundo a influência do teor de carbono sobre a dureza do aço, costuma-se classificar os aços-ao-carbono em seis grupos principais (aqui a palavra “doce” deve ser entendida com o sentido de mole, macio, dúctil):

- aços extra-doces, contendo até 0,15% C, em peso;
- aços doces, com teores entre 0,15 e 0,30%, em peso;
- aços meio-doces, com teores entre 0,30 e 0,40% C, em peso;
- aços meio-duros, com teores entre 0,40 e 0,60% C, em peso;
- aços duros, com teores entre 0,60 e 0,70% C, em peso;
- aços extra-duros, com teores entre 0,70 e 1,50% C, em peso.

A título de curiosidade, utilizando-se do recurso das técnicas modernas de fabricação, as quais têm possibilitado a obtenção de aços não-ligados apresentando baixíssimos teores de elementos intersticiais, recentemente (no final dos anos 90) foi desenvolvido pela indústria siderúrgica um novo tipo de aço, os chamados “free interstitial steels” ou, simplesmente, aços livres de intersticiais. Este desenvolvimento vem no sentido de atender as necessidades da indústria automotiva no setor de fabricação de carrocerias, a qual tem exigido a utilização de chapas de aços apresentando, cada vez mais, elevadas ductilidade, estampabilidade e profundidade de embutimento. Estes aços enquadram-se dentro da categoria dos aços extra-doces, pois apresentam teores de intersticiais inferiores a 0,01%, em peso.

2.2.2 – AÇOS DE BAIXA-LIGA

Da mesma forma que o verificado para os aços-ao-carbono, tanto os aços de baixa-liga como os aços de alta-liga constituem-se em ligas complexas, onde os elementos P, S, Mn e Si ou Al também estão presentes pelos mesmos motivos acima apresentados.

No caso específico dos aços de baixa-liga, elementos como Cr, Ni, Mo, Si, Mn e B são adicionados em quantidades moderadas, conforme já visto, com a finalidade principal de aumentar a temperabilidade do material e possibilitar a otimização de suas propriedades através da realização de tratamentos térmicos específicos. A escolha correta do tratamento térmico possibilita a obtenção de microestruturas específicas, as quais são as responsáveis pelo conjunto de propriedades mecânicas que o aço apresentará após a realização do mesmo, garantindo sua

utilização para uma determinada aplicação (importante quando da especificação do material na etapa de projeto de um componente mecânico).

2.2.3 – AÇOS DE ALTA-LIGA

Entre os principais elementos de liga introduzidos no aço para lhe conferir propriedades específicas destacam-se o Ni, Cr, Si, Mn, Mo, V, W, Ti, Nb. Conforme será visto à frente, a norma brasileira classifica os aços de alta-liga em duas classes distintas, a saber: a) aços resistentes a corrosão e a altas temperaturas; e b) aços ferramentas.

Alguns aços de alta-liga apresentam baixíssimos teores de carbono, sendo representativos da classe de aços resistentes a corrosão e a altas temperaturas. A título de exemplo, pode-se destacar os aços inoxidáveis do tipo austenítico que, conforme já visto, constituem-se essencialmente em ligas do sistema Fe-Cr-Ni, nas quais o carbono é um elemento indesejável. Neste caso, em particular, a baixa quantidade de carbono na liga tem por objetivo evitar a possibilidade de ocorrência do fenômeno de sensitização do aço, sob influência de temperaturas elevadas (típicas em processos de soldagem do material), que consiste na precipitação do carboneto $Cr_{23}C_6$ junto aos contornos de grão do material, empobrecendo a matriz de Cr. Deve-se ter em mente, que a propriedade de inoxidabilidade somente é garantida ao aço quando este apresenta no mínimo 13% Cr, em peso, dissolvido na matriz, em solução sólida com o Ferro. Quando da sensitização do aço o Cr sai de solução sólida e combina-se com o carbono presente na liga, empobrecendo a matriz de Cr, o que resulta na perda da inoxidabilidade do material. Neste tipo de aço, costuma-se adicionar pequenos teores de Nb ou Ti, quando da fabricação da liga, os quais, por apresentarem muito maior afinidade pelo carbono do que aquela verificada para o Cr e o carbono, garantem praticamente a completa eliminação do risco de sensitização da liga, uma vez que todo o carbono do aço combina-se preferencialmente com o Nb ou Ti, formando as fases NbC ou TiC, ambas de elevada estabilidade termodinâmica, o que suprime qualquer possibilidade de precipitação da fase $Cr_{23}C_6$ e, conseqüentemente, de retirada do Cr de solução sólida.

Por outro lado, em determinados casos como alguns aços para ferramentas, podem ser encontrados teores de C superiores a 2,06%, que corresponde ao limite de solubilidade máximo de C na austenita ou Fe- γ . Um exemplo típico deste caso é o aço para trabalho a frio ABNT D3, contendo aproximadamente 2,0% C, 11,5% Cr, 0,2% V, em peso (estão listados apenas os principais elementos). Esta grande quantidade de carbono é adicionada para garantir a precipitação de partículas de segunda fase na forma de carbonetos de cromo ($Cr_{23}C_6$), o que garante um aumento considerável da resistência do material.

2.2.4 – CLASSIFICAÇÃO SEGUNDO AS NORMAS ABNT E DIN

Dentre os diversos sistemas de classificação de aços duas linhas básicas são preferencialmente utilizadas: o sistema americano baseado na norma desenvolvida pela AISI - “American Iron and Steel Institute” e o sistema europeu baseado na norma alemã DIN - “Deutsche Industrie Norm”.

No Brasil, as normas de classificação de aços são regidas pela ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas, que se baseia no sistema americano de classificação (AISI).