

Tomaz Manabu Hashimoto

# AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

microestruturas e propriedades

**Artliber**  
EDITORA

# Sumário

<b>Fundamentos .....</b>	<b>19</b>
1.1 – Preâmbulo .....	19
1.2 – Interações atômicas.....	21
1.3 – Arranjos atômicos e iônicos .....	23
1.4 – Das estruturas dos sólidos cristalinos às propriedades.....	23
1.4.1 – Estrutura cúbica de corpo centrado.....	26
1.4.2 – Estrutura cúbica da face centrada.....	27
1.4.3 – Estrutura hexagonal compacta .....	29
1.4.4 – Interstícios .....	30
1.5 – Imperfeições cristalinas .....	32
1.5.1 – Imperfeições pontuais .....	33
1.5.1.1 – Soluções sólidas.....	34
1.5.2 – Imperfeições lineares (discordâncias).....	38
1.5.2.1 - Discordância em cunha.....	40
1.5.2.2 - Discordância em hélice .....	42
1.5.2.3 - Discordância mista.....	43
1.5.2.4 - Deslizamento de discordâncias e deformação plástica .....	43
1.5.2.5 - Geração de discordâncias .....	48
1.5.2.6 - Vetor de Burgers .....	49
1.5.2.7 – Planos e direções de deslizamentos.....	51

1.5.2.8 – Sistemas de deslizamento.....	53
1.5.2.8.1 – Sistemas de deslizamento em metais CFC.....	53
1.5.3 – Imperfeições superficiais.....	55
1.5.3.1 – Falhas de empilhamento .....	55
1.5.3.2 – Contornos de maclas .....	57
1.5.3.3 – Contornos de grãos .....	58
1.5.4 – Imperfeições volumétricas.....	61
1.6 – Mecanismos de endurecimento de metais.....	61
1.6.1 – Endurecimento por soluções sólidas .....	62
1.6.2 – Endurecimento por deformação .....	67
1.6.3 – Endurecimento por refino de grão.....	69
1.6.4 – Endurecimento por partículas de segunda fase.....	72
1.6.5 – Mecanismos de endurecimento por transformações de fases.....	75
<b>Transformação de Fases.....</b>	<b>77</b>
2.1 – Conceitos básicos .....	77
2.2 – Cinética das reações no estado sólido .....	82
2.2.1 – Cinética da nucleação e do crescimento em condições de equilíbrio termodinâmico .....	82
2.2.2 – Transformação de fases fora das condições de equilíbrio termodinâmico .....	89
<b>O Ferro e suas Ligas.....</b>	<b>91</b>
3.1 – Introdução.....	91
3.2 – Ferro.....	91
3.3 – Sistema Fe-C.....	94
3.3.1 – Transformações no estado sólido – decomposição da austenita por difusão .	101
3.3.2 – Efeito da taxa de resfriamento sobre a transformação da austenita .....	105
3.3.3 – Transformações isotérmicas – diagramas TTT.....	106
3.3.3.1 – Transformação martensítica .....	111
3.3.3.1.1 – Nucleação e crescimento da martensita .....	116
3.3.3.1.2 – Estabilização da austenita .....	120

3.3.3.1.3 – Efeito da tensão na transformação martensítica.....	121
3.3.3.1.4 – Efeito da deformação plástica na transformação martensítica.....	122
3.3.3.2 – Transformação bainítica.....	123
3.3.3.2.1 – Bainita superior.....	128
3.3.3.2.2 – Bainita inferior.....	129
3.3.3.2.3 – Transição da bainita superior para bainita inferior .....	130
3.3.3.2.4 – Bainita granular.....	132
3.3.4 – Transformação por resfriamento contínuo – diagrama TRC (CCT).....	133
<b>Tratamentos Térmicos .....</b>	<b>149</b>
4.1 – Introdução.....	149
4.2 – Tratamentos térmicos convencionais.....	152
4.2.1 – Recozimento .....	152
4.2.2 – Normalização.....	161
4.2.3 – Têmpera.....	162
4.2.4 – Revenimento .....	166
4.3 – Tratamentos térmicos não convencionais .....	180
4.3.1 – Tratamentos isotérmicos.....	182
4.3.2 – Tratamentos termomecânicos.....	185
4.3.3 – Tratamentos térmicos para obtenção de estruturas bifásicas de ferrita e martensita.....	191
4.3.4 – Tratamentos térmicos para obtenção de estruturas bainíticas .....	195
4.3.5 – Tratamentos térmicos para obtenção de estruturas multifásicas.....	195
<b>Desenvolvimento de Aços.....</b>	<b>199</b>
<b>Aços Bifásicos.....</b>	<b>205</b>
6.1 – Histórico .....	205
6.2 – Conceitos básicos de aços bifásicos .....	206
6.3 – Tratamentos térmicos .....	207
6.3.1 – Nucleação da austenita durante o tratamento intercrítico.....	210
6.3.2 – Microestruturas e morfologias .....	211

6.4 - Propriedades mecânicas .....	214
6.4.1 - Características gerais.....	214
6.4.2 – Influências dos microconstituintes.....	216
6.4.3 – Comportamento em fadiga.....	221
6.5 – Aperfeiçoamento de aços bifásicos .....	229
<b>Aços Bainíticos .....</b>	<b>237</b>
7.1 – Introdução.....	237
7.2 – Conceitos básicos.....	238
7.3 – Cinética da reação bainítica.....	241
7.4 – Propriedades mecânicas – efeitos dos elementos de liga.....	242
7.5 – Revenimento da Bainita.....	250
7.6 – Aplicações potenciais dos aços bainíticos .....	252
<b>Aços Multifásicos e Efeito Trip .....</b>	<b>257</b>
8.1 – Introdução.....	257
8.2 – Microestrutura multifásica .....	258
8.3 – Propriedades mecânicas .....	258
8.4 – Efeito TRIP.....	260
8.5 – Efeitos dos elementos de liga.....	262
8.6 – Aplicações dos aços multifásicos com efeito TRIP .....	264
<b>Aços com Microestrutura Ferrita Acicular.....</b>	<b>269</b>
9.1 – Características gerais .....	269
9.2 – Mecanismos de nucleação e crescimento de ferrita acicular.....	271
9.3 – Aplicações dos aços ferrita aciculares .....	278
<b>Aços Ultrabaixo Carbono com Interstícios Livres .....</b>	<b>281</b>
10.1 – Introdução.....	281

10.2 – Aços IF estabilizados ao Titânio.....	283
10.3 – Aços IF estabilizados ao nióbio.....	285
10.4 – Aços IF estabilizados ao titânio e nióbio .....	286
10.5 – Efeitos dos elementos de liga nas propriedades mecânicas dos aços IF....	287
10.6 – Influência dos processamentos termomecânicos nos aços IF .....	288
10.7 – Mecanismos de deformação nos aços IF .....	295
<b>Aços BH.....</b>	<b>299</b>
11.1 – Fundamentos .....	299
11.2 – Mecanismos de endurecimento por cozimento .....	300
11.3 – Aspectos industriais .....	303
11.4 – Efeitos dos elementos de liga.....	305
<b>Aços CP.....</b>	<b>311</b>
12.1 – Introdução.....	311
12.2 – Processamento dos aços CP.....	312
12.2.2 – Processamento dos aços CP laminados a frio.....	315
12.3 – Microestrutura final .....	321
<b>Aços Martensíticos (Mart).....</b>	<b>325</b>
13.1 – Introdução.....	325
13.2 – Composição química .....	325
13.3 – Tratamentos térmicos.....	326
13.4 – Propriedades mecânicas .....	326
13.5 – Fragilização em baixas temperaturas.....	327
13.6 – Fragilização pelo hidrogênio.....	328
<b>Aços TWIP.....</b>	<b>331</b>
14.1 – Histórico .....	331

14.2 – Conceituação.....	332
14.2.1 – Aços TWIP Fe – Mn – C.....	334
14.2.2 – Aços TWIP Fe – Mn – Al – C .....	335
14.2.3 – Aços TWIP Fe – Mn – Si – Al – C.....	335
14.3 – Propriedades mecânicas .....	338
14.3.1 – Energia de falha de empilhamento.....	338
14.3.2 – Efeitos dos elementos de liga.....	340
14.3.3 – Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas dos aços TWIP.....	341
14.3.4 – Efeitos da temperatura de deformação nas propriedades mecânicas dos aços TWIP.....	344
14.3.5 – Efeito da taxa de deformação no comportamento mecânico dos aços TWIP.....	348
14.3.6 – Efeitos da orientação dos grãos na maclação.....	350
14.4 – O futuro dos aços TWIP .....	350
<b>Aços Bainíticos Livres de Carbonetos.....</b>	<b>353</b>
15.1 – Introdução.....	353
15.2 – Conceitos básicos.....	354
15.3 – Efeitos dos elementos de liga.....	355
15.4 – Tratamentos térmicos.....	357
15.5 – Estabilidade da austenita e características morfológicas .....	358
15.6 – Propriedades mecânicas .....	359
15.7 – Composição química típica.....	360
<b>Aços Ferrítico-Bainíticos com Efeito TRIP.....</b>	<b>361</b>
16.1 – Introdução.....	361
16.2 – Tratamentos térmicos dos aços TBF .....	362
16.3 – Influência da composição química .....	364
16.4 – Influência da temperatura de transformação isotérmica nas propriedades mecânicas dos aços TBF .....	365

16.5 – Influência da taxa de resfriamento a partir do campo austenítico nas propriedades mecânicas.....	366
<b>Aços Temperados e Particionados (QP) .....</b>	<b>369</b>
17.1 – Introdução.....	369
17.2 – Conceitos básicos.....	369
17.3 – Composição química .....	370
17.4 – Têmpera e partição .....	371
17.5 – Estabilidade da austenita.....	374
17.6 – Propriedades mecânicas .....	376
<b>Aços Médio Manganês .....</b>	<b>385</b>
18.1 – Introdução.....	385
18.2 – Conceitos básicos.....	386
18.3 – Tratamentos térmicos.....	387
18.3.1 – Recozimento intercrítico de aços médio Mn a partir de microestrutura martensítica.....	387
18.3.2 – Recozimento intercrítico de aços médio Mn a partir do estado laminado a frio .....	389
18.4 – Cinética das transformações durante o recozimento intercrítico .....	390
18.5 – Propriedades mecânicas .....	392
<b>Aços Bainíticos Nanoestruturados.....</b>	<b>397</b>
19.1 – Introdução.....	397
19.2 – Conceitos básicos.....	398
19.3 – Composição química .....	400
19.4 – Tratamentos térmicos.....	401
19.5 – Estabilidade térmica da austenita retida .....	402



19.6 – Propriedades mecânicas .....	404
19.7 – Efeitos do revenimento nas propriedades mecânicas.....	406
<b>Caracterização Microestrutural .....</b>	<b>413</b>
20.1 – Introdução.....	413
20.2 – Análise microestrutural .....	413
20.2.1 – Ataque químico por reagentes corrosivos.....	414
20.2.2 – Ataques químicos coloridos .....	416

# O Ferro e suas Ligas

## 3.1 – Introdução

**E**m que pesem os desenvolvimentos de novos materiais estruturais como ligas metálicas não ferrosas, compósitos, polímeros e cerâmicos, os aços continuam, indiscutivelmente, sendo os mais bem-sucedidos, apresentando o melhor custo/benefício. Sua produção e uso em melhoria da qualidade de vida atingiu, em 2008, cerca de 1,1 bilhão de toneladas.

Uma das razões do domínio preponderante dos aços, no contexto dos materiais estruturais, é o entendimento, cada vez melhor, de mecanismos que permitem desenvolver uma variedade infindável de microestruturas e propriedades por meio de transformações e processamentos no estado sólido.

Inicialmente, neste capítulo, serão abordadas as propriedades do ferro puro e, em seguida, aumentando o grau de complexidade, as transformações nos aços ao carbono e nos aços liga.

Nos capítulos seguintes serão abordadas as transformações com tratamentos térmicos não convencionais, propriedades e potencialidades dos aços avançados de alta resistência (*AHSS – Advanced High Strength Steels*).

## 3.2 – Ferro

O ferro é encontrado na natureza em forma de óxidos, que é o seu estado termodinamicamente mais estável. A redução desses óxidos, usando a tecnologia atual, permite obter o ferro com cerca de 60 ppm de impurezas

## Aços Avançados de Alta Resistência

não metálicas como carbono, enxofre, oxigênio e fósforo e outras metálicas. O ferro tem número atômico 26 e peso atômico 55,85, localizado na tabela periódica como elemento de transição. Tem temperatura de fusão de 1.536°C e de ebulição de 2.875°C (Hume-Rothery, 1968).

Com o grau de pureza referido acima o ferro pode ter tensão crítica de cisalhamento de plano cristalográfico extremamente baixa, da ordem de 10 MPa quando o teste for realizado em um monocristal simples com tamanho relativamente grande à temperatura ambiente, enquanto o limite de escoamento de uma amostra policristalina à mesma temperatura pode ser menor que 50 MPa (Bhadeshia e Honeycombe). Entretanto, se o cristal simples for reduzido a cerca de 2  $\mu\text{m}$ , a resistência ao cisalhamento pode ser maior que 19.000 MPa, próxima à resistência teórica de um cristal perfeito de cerca de 21.000 MPa (isso equivale a resistência à tração de 11.000 MPa). Isto porque a probabilidade de encontrar defeitos no cristal, tais como discordâncias, diminui muito quando se reduz o tamanho do cristal (Bhadeshia, Honeycombe, 2006).

Portanto, as propriedades dependem do tamanho das amostras testadas quando elas são produzidas por processamentos convencionais. Dessa forma, é necessário pensar em produzir ferro e suas ligas de alta qualidade por processamentos que os tornem insensíveis ao tamanho.

O ferro é um metal alotrópico. No resfriamento a partir do estado líquido, ele começa a solidificar em estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), permanecendo estável nessa forma alotrópica, chamada *ferro delta*, até 1.390°C. Nesse instante ocorre um rearranjo espontâneo dos átomos e formação de uma nova estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) que é a forma alotrópica chamada *ferro gama*. Essa forma alotrópica permanece estável até a temperatura de 910°C, quando ocorre um novo rearranjo atômico, readquirindo a estrutura cristalina CCC, denominada *ferro alfa*. Abaixo de 910°C, até a temperatura ambiente, não ocorre nenhuma mudança na estrutura cristalina. A variação do parâmetro “a”, aresta da célula cúbica, como função da temperatura está indicada na figura 3.1.

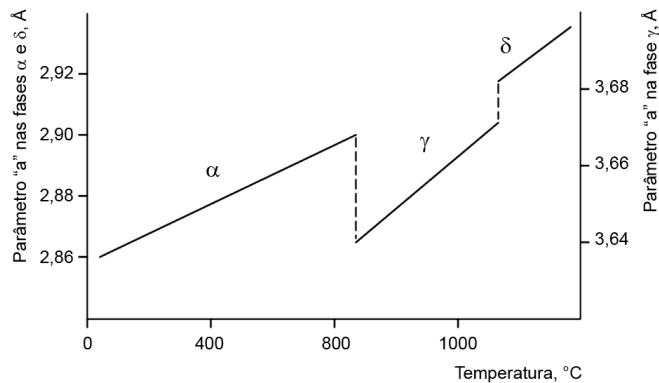


Figura 3.1 – Variação da aresta “a” da célula cúbica do ferro em função da temperatura (adaptada de Hume-Rothery, 1968)

Abaixo de 769°C (ponto Curie) o ferro  $\alpha$  é ferromagnético.

Todas as transformações alotrópicas referidas no resfriamento são reações exotérmicas (liberação de energia). As transformações que ocorrem no aquecimento são reações endotérmicas (absorção de energia).

A existência dessas transformações alotrópicas faz com que o ferro se torne o principal constituinte de uma das ligas metálicas mais importantes e mais empregadas na engenharia pelas suas propriedades características e baixo custo. É possível obter dezenas de centenas de ligas à base de ferro, altamente versáteis, atendendo a um grande espectro de propriedades.

Quando são adicionados elementos de liga as temperaturas de transformações alotrópicas podem variar.

As ligas Fe-C com teores de carbono menores que 2,06% são os aços e com teores maiores são os ferros fundidos. Se às ligas de Fe-C forem adicionados, intencionalmente, elementos de liga, têm-se aços liga e ferros fundidos ligados com o mesmo limite de teor de carbono.

As fases presentes durante as transformações em equilíbrio são:

- 1) Ferrita ( $\alpha$ ), que é solução sólida de carbono no ferro cúbico de corpo centrado. A solubilidade máxima de carbono é 0,02% a 723°C.
- 2) Austenita ( $\gamma$ ), que é solução sólida de carbono no ferro cúbico de face centrada. A solubilidade máxima de carbono é 2,06% a 1.147°C.
- 3) Fase  $\delta$ , que é solução sólida de carbono no ferro cúbico de corpo centrado. A solubilidade máxima de carbono é 0,10% a 1.495 °C.

- 4) Cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), que é uma fase intermediária ou fase secundária ou composto intermediário com  $\%C = 6,7$  e tem célula ortorrômbica.

### 3.3 – Sistema Fe-C

O sistema Fe-C é um tanto complexo. Seu estudo é fundamental, pois fornece a base científica para entender as propriedades dos aços e ferros fundidos comerciais e desenvolver novas ligas ferrosas com características adequadas para aplicações específicas.

O diagrama de fases Fe-C na prática se restringe à parte do diagrama com teor de carbono, em peso, até 6,67% C. Acima deste teor não há interesse tecnológico e, por isso, geralmente é ignorada. O verdadeiro diagrama de fases Fe-C em equilíbrio termodinâmico apresentaria, à temperatura ambiente, os constituintes ferrita e grafita. A figura 3.2 ilustra esse diagrama.

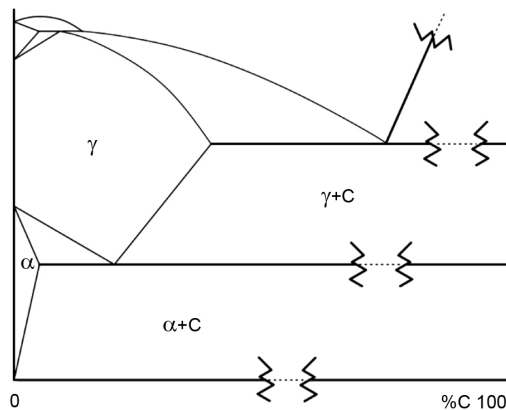


Figura 3.2 – Diagrama de fase Fe-C (adaptado de ASM, 1982)

Na prática, a taxa de resfriamento na solidificação dificilmente atinge o equilíbrio. Nessas condições, ao invés de formar grafita, forma um composto  $\text{Fe}_3\text{C}$ , denominado cementita, que é metaestável. Em temperaturas baixas, próximas do ambiente, a decomposição da cementita em grafita é considerada inexistente, visto que o coeficiente de difusão do carbono no ferro é muito baixo. Então o diagrama de equilíbrio Fe-C é, na verdade, um diagrama de fases de quase equilíbrio Fe- $\text{Fe}_3\text{C}$  como indicado na figura 3.3. A nucleação da cementita no ferro supersaturado de carbono ocorre mais facilmente e só se decompõe em grafita em condições especiais.

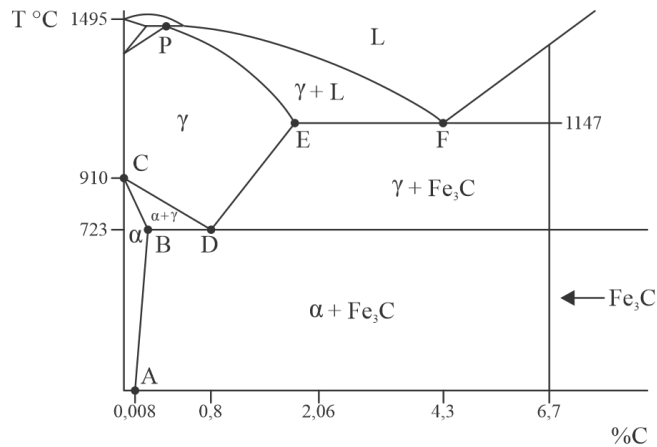


Figura 3.3 – Diagrama de fases Fe-Fe<sub>3</sub>C (ASM, 1982)

O diagrama Fe-C apresenta os seguintes pontos notáveis:

- A – máxima solubilidade de carbono na ferrita à temperatura ambiente, 0,008% C.
- B – máxima solubilidade de carbono na ferrita (0,002% C, 723°C).
- C – transformação alotrópica do ferro CCC em ferro CFC (910°C).
- D – transformação eutetoide (0,8% C, 723°C).
- E – máxima solubilidade de carbono na austenita (2,06% C, 1.147°C).
- F – transformação eutética (4,3% C, 1.147°C).
- P – transformação peritética (0,18% C, 1.495°C).

A linha CD é designada por A<sub>3</sub>, que se subdivide em Ac<sub>3</sub> se no aquecimento (*chauffage*) ou Ar<sub>3</sub> se no resfriamento (*refroidissement*). Essa subdivisão é necessária porque as linhas Ac<sub>3</sub> e Ar<sub>3</sub> são coincidentes somente na transformação em equilíbrio. Analogamente a linha BD é designada por A<sub>1</sub> que se subdivide em Ac<sub>1</sub> e Ar<sub>1</sub>. A linha DE e o prolongamento da linha BD são designados por Acm e A<sub>13</sub>, respectivamente.

As transformações que ocorrem nos pontos D, F e P da figura 3.3 são chamadas de *reações invariantes*. São as reações que ocorrem com a temperatura e pressão constantes.

A reação eutetoide ocorre a 723°C com 0,8%. No resfriamento a austenita

# Tratamentos Térmicos

## 4.1 – Introdução

Projetos adequados de componentes mecânicos ou estruturas metálicas devem levar em consideração todos os aspectos das características dos materiais, como requisitos de desempenho em serviço, desempenho de material na fase de fabricação de componentes ou estruturas, além de custos.

As propriedades dos metais dependem de sua microestrutura, isto é, das fases presentes, morfologia e tamanho dos grãos. Como discutido anteriormente, os aços sofrem transformações em altas temperaturas. Essas transformações são úteis, se efetivadas adequadamente para alterar a microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades.

Nesse contexto, os conceitos e práticas de tratamentos térmicos constituem ferramentas das mais importantes para a engenharia por serem processamentos que podem melhorar, significativamente, o desempenho do componente em serviço, bem como facilitar a sua fabricação.

Os diagramas de transformação ITT ou TRC possibilitam ilustrar e definir alguns princípios básicos dos tratamentos térmicos, que podem abrir um vasto campo de estudos, possibilitando inúmeras inovações tecnológicas de enorme significado comercial. As propriedades podem ser otimizadas, racionalmente, com a interferência de pesquisadores que possam promover um diálogo entre consumidores, indústria de transformação metal-mecânica e siderúrgicas, objetivando, em processo interativo, introduzir inovações envolvendo todos os aspectos da microestrutura e nanoestrutura dos aços, como

## Aços Avançados de Alta Resistência

fases, deformação plástica, precipitados, partículas de segunda fase, inclusões, morfologia e tamanho dos grãos, átomos substitucionais e intersticiais e discordâncias.

Os tratamentos térmicos são ciclos de aquecimento e resfriamento aplicados com controle da taxa de aquecimento, da temperatura de aquecimento, da atmosfera do meio, do tempo de permanência na temperatura e do resfriamento, obtendo-se, assim, as microestruturas ou nanoestruturas, planejadas a priori para as propriedades desejadas.

Os objetivos principais dos tratamentos térmicos são:

- Aumento da dureza e da resistência mecânica;
- Aumento da resistência ao desgaste;
- Melhoria da usinabilidade;
- Remoção ou alívio de tensões residuais.

De acordo com o elenco de propriedades desejadas, escolhe-se um tipo de tratamento térmico.

Como referido anteriormente, diversos fatores influenciam os tratamentos térmicos: taxa de aquecimento, temperatura, tempo na temperatura, resfriamento e atmosfera do meio.

A taxa de aquecimento é parâmetro importante em casos como aços que apresentam, antes do tratamento, microestrutura martensítica ou encruamento excessivo. Nesses casos, o aquecimento deve ser lento para evitar empenamento ou fissuras devido ao gradiente de temperatura entre o núcleo e a superfície da peça que poderia provocar deformação plástica não homogênea. Nos casos em que é exigida temperatura de austenização muito alta, o aquecimento deve ser lento até a temperatura crítica e, a partir de então, a taxa de aquecimento deve ser aumentada para que o material não fique exposto por longo tempo a altas temperaturas. Evita-se, assim, o crescimento excessivo dos grãos.

Quando o tratamento térmico visa alteração de propriedades, via transformação de fases, então a temperatura de aquecimento deve ser maior do que  $A_1$ , isto é, temperatura de austenização. Evidentemente, quando a temperatura de aquecimento for abaixo de  $A_1$ , não há transformação de fases. Para aços hipoeutetoides a austenização completa é feita em temperaturas acima



de  $A_3$ . Para aços hipereutetoides a temperatura deve ser acima de  $A_1$ , porém inferior a  $A_{cm}$ . Caso contrário, no resfriamento posterior, entre as temperaturas  $A_{cm}$  e  $A_1$ , ocorreria formação de cementita nos contornos de grãos da austenita, resultando em uma microestrutura constituída de ilhas de perlita circundadas por cementita. Essa morfologia fragiliza o aço (ASM, 1994).

A temperatura de aquecimento deve ser a mais baixa possível para evitar crescimento excessivo dos grãos, pois isso traria prejuízos consideráveis às propriedades mecânicas finais.

O tempo de permanência na temperatura deve ser o estritamente necessário para evitar crescimento de grãos, oxidação e decarbonetação.

O par temperatura-tempo deve ser compatibilizado para obter austenita completa e homogênea, sem crescimento de grãos. Temperatura de austenização alta requer tempo menor e, vice-versa: temperatura mais baixa requer tempo maior.

O resfriamento é um parâmetro fundamental. Como visto anteriormente, a taxa de resfriamento em resfriamento contínuo irá determinar a microestrutura final do aço e, conseqüentemente, suas propriedades. Em resfriamento interrompido, o patamar de temperatura e o tempo de permanência nele são parâmetros que irão também determinar a microestrutura final.

Neste capítulo serão tratados os vários tipos de tratamentos térmicos. Para efeitos didáticos serão classificados em tratamentos térmicos convencionais e não convencionais.

Os tratamentos térmicos, aqui designados convencionais, são aqueles que exigem práticas relativamente simples, bastando definir a temperatura de aquecimento, tempo na temperatura e taxa de resfriamento e são, portanto, operações controladas de aquecimento e resfriamento, visando microestrutura, como ferrita e perlita ou cementita esferoidizada, convenientes para operações posteriores como usinagem, conformação mecânica, etc., ou microestrutura martensítica para utilização em serviço.

Os tratamentos térmicos não convencionais são também operações controladas de aquecimento e resfriamento, mas que exigem etapas e cuidados adicionais, como interrupção de resfriamento em certos patamares de temperatura, tempo nestas temperaturas e resfriamento final. Também são incluídos nesta classe os tratamentos térmicos que envolvem deformação plástica antes, durante ou após a transformação da austenita.

## 4.2 – Tratamentos térmicos convencionais

Os principais tratamentos térmicos convencionais, consagrados mundialmente, que serão abordadas neste capítulo são: recozimento, normalização, têmpera e revenimento.

### 4.2.1 – Recozimento

É o nome dado ao tratamento térmico aplicado a uma microestrutura deformada para eliminar os efeitos do encruamento ou também para eliminar a estrutura bruta de fusão. O recozimento pode também produzir uma microestrutura específica.

Metais policristalinos deformados plasticamente, por exemplo, por processos de laminação, trefilação, estampagem, dobramento, etc., apresentam morfologia dos grãos alterada e aumento na densidade de discordâncias. Consequentemente, possuem variações nas propriedades, como aumento da dureza e resistência mecânica. Como visto, a deformação plástica em metais ocorre por deslizamento de discordâncias que resulta em cisalhamento de um plano atômico em relação a outro adjacente, deformando o cristal. Então, as imperfeições cristalinas como átomos de solutos, contornos de grãos, contornos de maclas e partículas de segunda fase, que são obstáculos, promovem um acúmulo de discordâncias nos seus entornos, provocando um aumento da tensão necessária para que a deformação plástica continue, resultando em aumento na resistência mecânica. Adicionalmente, a deformação plástica gera novas discordâncias, aumentando a densidade de  $(10^6 - 10^8)$  discordância por  $\text{cm}^2$  para  $(10^{11} - 10^{12})$  disc/ $\text{cm}^2$ , de um metal não deformado para o mesmo metal deformado. Ao aumento da resistência mecânica devido a deformação plástica dá-se o nome de encruamento.

Muitas vezes é interessante utilizar os metais no estado deformado, como no caso de arame de aço trefilado. Em outras situações, os efeitos da deformação são indesejáveis, por exemplo, em chapas para estampagem profunda, sendo necessário eliminá-los, total ou parcialmente.

Quando um metal é deformado plasticamente em temperaturas baixas, uma parte da energia envolvida é dissipada em forma de calor e a outra parte fica armazenada nele. Essa energia armazenada é chamada energia de deformação. Como o metal deformado apresenta um estado de energia mais

elevado, ele se encontra em um estado de equilíbrio metaestável. Portanto, em condições termodinâmicas favoráveis, envolvendo energia de ativação, a reação de retorno ao equilíbrio estável é espontânea.

A energia livre do metal depende da energia interna e da entropia,  $G = E - TS$ , onde  $E$  é a energia interna ou energia de deformação,  $T$  é a temperatura e  $S$  é a entropia. Quando um metal é deformado, ele passa de um estado inicial 1 para o estado deformado 2. No estado 1 a energia livre é  $G_1 = E_1 - T_1S_1$  e no estado 2 a energia livre é  $G_2 = E_2 - T_2S_2$ . A variação da energia livre quando o metal passa do estado 1 para o estado 2 será:

$$\Delta G = G_2 - G_1 = \Delta E - \Delta T \Delta S \quad (4.1)$$

A variação da entropia  $\Delta S$  é desprezível quando comparada à variação da energia de deformação  $\Delta E$ . Portanto,  $\Delta G \cong \Delta E$ .

O tratamento de recozimento consiste em aquecer o material até uma temperatura  $T > 0.3 T_p$  onde  $T_f$  é a temperatura absoluta de fusão do material, durante um certo tempo, e resfriá-lo lentamente.

Dependendo dos objetivos do tratamento, existem vários tipos de recozimento:

- Recozimento pleno;
- Recozimento isotérmico;
- Recozimento subcrítico;
- Recozimento intercrítico ou para esferoidização.

O recozimento pleno consiste no aquecimento até uma temperatura de austenitização, geralmente, até 50°C acima de  $A_3$ , para aços hipoeutetoides, e  $A_1$  para aços hipereutetoides, durante um tempo relativamente longo, até 50 min. para cada centímetro de espessura para que haja austenitização completa ou equilíbrio. A figura 4.1 indica, esquematicamente, a temperatura adequada de austenitização no recozimento pleno.

# Aços Bifásicos

## 6.1 – Histórico

Uma classe de aços desenvolvida para satisfazer os requisitos de alta resistência com boa ductilidade, conformabilidade e soldabilidade é conhecida como Aços Bifásicos.

Cairns, R. L. e Charles, J. A. (1967) descreveram o desenvolvimento de microestruturas especiais pela combinação de ferrita e martensita.

Embora pesquisa em aços bifásicos remonte àquela data, o grande interesse começou com os trabalhos de Fichmeister (1973), que iniciou um estudo mais sistemático, descrevendo o comportamento mecânico de aços bifásicos com respeito à quantidade de martensita e alta taxa de encruamento. Hayami e Furukawa (1977) mostraram que o recozimento contínuo de chapas de aços laminados a frio, na faixa de temperatura intercrítica (entre A1 e A3 do diagrama de fases), produziu microestruturas constituídas de ferrita e martensita com resistência comparável e ductilidade superior à dos aços de alta resistência e baixa liga endurecida por precipitação. Rashid e Rao (1982) mostraram que o tratamento intercrítico para produzir microestruturas de ferrita e martensita, em aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), resultou em grande aumento da ductilidade sem alterar a resistência mecânica. Mostraram também que o aumento da ductilidade foi acompanhado de aumento da conformabilidade.

Estes resultados permitiram vislumbrar um vasto campo de aplicação que justificaria plenamente um grande esforço de pesquisa para o entendimento e desenvolvimento destes aços. A partir de então foram efetivadas

## Aços Avançados de Alta Resistência

pesquisas, em larga escala, para desenvolver novas composições e processamentos alternativos para produzir aços bifásicos, principalmente em forma de chapas, como reportados em vários simpósios sobre a matéria ocorridos nas décadas de 1970 e 1980.

Dentre os materiais de interesse tecnológico atuais, os aços bifásicos se constituem como um dos mais importantes produtos à disposição da moderna tecnologia. Cerca de 70% em peso dos aços utilizados na indústria automobilística têm microestrutura bifásica (World Auto Steel, 2009).

### 6.2 – Conceitos básicos de aços bifásicos

A concepção e desenvolvimento de microestruturas combinando ferrita e martensita, inspirados na conceituação de materiais compósitos, foram descritos por Cairns e Charles (1967). De fato, sendo a martensita mais dura e resistente do que a ferrita, configura-se nas misturas uma situação muito comum na prática, isto é, reforço de uma matriz dúctil de baixa resistência (ferrita), por um constituinte duro e resistente (martensita ou bainita). As características de aliar propriedades antagônicas de alta resistência e alta ductilidade e conformabilidade, dificilmente conseguidas em aços convencionais, abrem perspectivas para aplicações e concepção de projetos até então de difícil viabilização.

Apesar do nome genérico "bifásicos", tais aços podem conter pequenas quantidades de outras fases. A matriz é, normalmente, ferrita, mole e dúctil. A fase dura e resistente é martensita (ou bainita). Dependendo das condições de processamentos, pode conter fases como austenita retida, bainita e perlita em frações menores. Essas frações, se forem residuais, geralmente são desprezadas e os aços bifásicos são considerados sistemas de ligas binárias constituídos, fundamentalmente, de matriz ferrítica e dispersões de ilhas e martensita.

A microestrutura bifásica pode ser obtida por tratamentos térmicos em escala de laboratório, como relatados no item 4.3.3, ou em escala industrial. Neste último caso, a obtenção de microestrutura bifásica depende das instalações disponíveis para processamento. Essas instalações pressupõem uso de alta tecnologia para controle rigoroso dos parâmetros de processamento. É possível, então, produzir aços bifásicos a partir de aços ao carbono, bem como a partir de aços com baixos teores de elementos de liga. Em qualquer caso o teor de carbono é baixo.

### 6.3 – Tratamentos térmicos

Os aços com baixo teor de carbono podem ser parcialmente endurecidos através de têmpera, a partir de temperaturas intercríticas, onde coexistem as fases ferrita e austenita (ver diagrama de equilíbrio Fe – C).

Este tratamento, chamado Recozimento Intercrítico, consiste em manter o aço, por alguns minutos, em uma temperatura intercrítica para formar pequenas regiões de austenita na ferrita. Como o objetivo é transformar essas regiões de austenita em martensita, o resfriamento até a temperatura ambiente deve ser suficientemente rápido para evitar transformações de outras fases.

A temperatura intercrítica influi na fração das fases (ferrita e austenita) em equilíbrio e no teor de carbono da austenita, conforme pode-se constatar no diagrama de equilíbrio Fe – C esquemático da figura 6.1. À temperatura intercrítica,  $T_1$  para um aço com teor de carbono indicado por  $x$ , existirão, em equilíbrio, as fases ferrita em quantidade proporcional a  $bc$ , com teor de carbono dado pelo ponto  $a$  e austenita proporcional a  $ab$  com teor de carbono dado pelo ponto  $c$ . À temperatura  $T_2$ , para o mesmo aço, existirá em equilíbrio das fases ferrita proporcional a  $df$  com o teor de carbono dado pelo ponto  $e$  e austenita proporcional a  $de$  com teor de carbono dado pelo  $f$ . Notar que para estas duas temperaturas  $bc < df$  e o teor de carbono em  $a$  é maior do que em  $f$ , isto é, quanto maior a temperatura intercrítica, maior é a fração de austenita e menor é o seu teor de carbono. Portanto, ao final do tratamento térmico, quanto maior a temperatura intercrítica usada, maior será a fração de martensita e menor o seu teor de carbono.

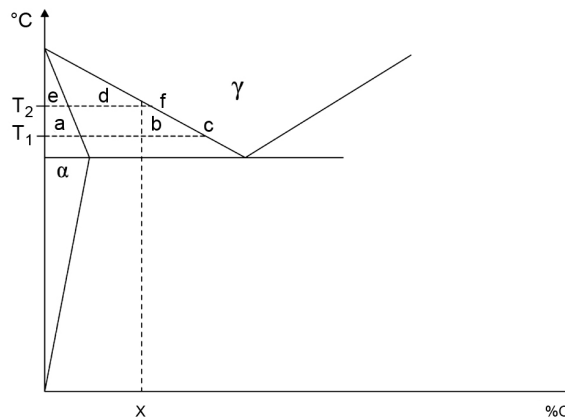


Figura 6.1 – Parte do diagrama (esquemático) de equilíbrio Fe – C

## Aços Avançados de Alta Resistência

Em princípio, podem ser executadas várias rotas de tratamentos intercríticos para obter microestruturas bifásicas com diferentes morfologias. Todos os tratamentos térmicos passam por uma temperatura intercrítica, seguidos de têmpera. O que diferencia um do outro é a microestrutura inicial antes do tratamento intercrítico.

Davies e Magee (1979); e Speich (1981) obtiveram microestruturas constituídas de 5 a 30%, em volume, de partículas finas ilhadas de martensita dispersas em matriz de ferrita poligonal fina e de diferentes frações volumétricas de austenita retida. Ao mesmo tempo, Kim e Thomas (1981) efetuaram três tipos de tratamentos térmicos, diferindo um do outro apenas na microestrutura antes do recozimento intercrítico. O primeiro tipo de microestrutura consistiu em martensita, em forma de agulhas finas, distribuídas na matriz de ferrita, resultante de um tratamento térmico esquematizado na figura 6.2 (a), que levou a nucleação de austenita quando do reaquecimento até a região ( $\alpha+\gamma$ ), após têmpera, ao longo dos contornos das ripas de martensita. No segundo tipo, a microestrutura foi constituída de martensita globular fina em matriz de ferrita, resultante de um tratamento térmico esquematizado na figura 6.2 (b), que levou à nucleação da austenita na interface carboneto/ferrita. O terceiro tipo consistiu em martensita grosseira, circundada por ferrita. Essa microestrutura resultou de um aquecimento até  $1.100^{\circ}\text{C}$ , durante uma hora, resfriamento até uma temperatura na região ( $\alpha+\gamma$ ) por 20 minutos, seguido de resfriamento em salmoura gelada, como esquematizado na figura 6.2 (c). Nessas condições, a ferrita foi nucleada nos contornos de grãos da austenita primária, durante a permanência na temperatura intercrítica.

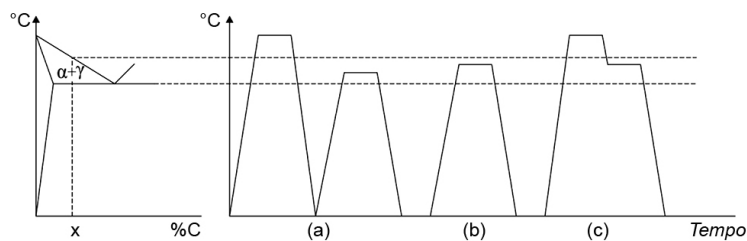


Figura 6.2 – Representação esquemática dos tratamentos térmicos: (a) têmpera intermediária; (b) recozimento intercrítico; (c) têmpera em degrau

Suzuki e McEvily (1979) desenvolveram dois tipos de microestruturas em aços baixo carbono. Um tipo de microestrutura consistiu em ilhas de

# Aços Bainíticos

## 7.1 – Introdução

Os aços de alta resistência são utilizados em componentes estruturais temperados e revenidos, condições em que eles apresentam deficiências, como baixa ductilidade e tenacidade. Por essa razão, nas últimas décadas as atenções e os esforços têm sido focados na melhoria dessas propriedades.

Os estudos têm mostrado que as ligas ferrosas são matérias extremamente versáteis pois, com adições convenientes de elementos de liga e/ou aperfeiçoamentos nos processamentos térmicos e termomecânicos, podem ser produzidas variantes microestruturais que resultam em boas combinações de propriedades mecânicas.

Os aços bainíticos (como visto no item 3.3.3.2) têm microestruturas constituídas de grandes frações de bainita, mas sempre contendo outras frações, como austenita retida e martensita.

O conceito de microestrutura bainítica remonta aos anos 1930, quando Bain e Davenport fizeram os primeiros estudos sistemáticos da decomposição isotérmica da austenita. As tecnologias da época não impossibilitavam obter aços para desenvolver microestrutura inteiramente bainítica em toda sessão de uma peça robusta. Além disso, as infraestruturas de laboratórios eram precárias, impossibilitaram a caracterização completa da microestrutura e, por conseguinte, o entendimento da influência da bainita nas propriedades mecânicas.

Em princípio, a bainita pode ser obtida por transformação isotérmica a partir de qualquer aço. No entanto, limitações técnicas impossibilitam a



## Aços Avançados de Alta Resistência

obtenção de estrutura inteiramente bainítica em aços planos comuns. Após transformação isotérmica, esses aços apresentam microestrutura mista constituída de ferrita alotriomórfica, bainita, austenita retida e martensita (às vezes até perlita). Contudo, a adição de certos elementos de liga, que retardem a reação da ferrita e da perlita e modifiquem o diagrama de transformação (TTT ou TRC), possibilita a obtenção de microestrutura isenta de ferrita e/ou perlita.

Alguns aços ligados permitem, então, obter bainita tanto por transformação isotérmica quanto por transformação por resfriamento contínuo. Nesses casos, a austenita se transforma parcialmente em grandes frações de bainita e parte da austenita residual poderá passar por transformação martensítica no resfriamento final.

A transformação por resfriamento contínuo é processo preferido pela maior facilidade de adaptação prática. No entanto, o processo de transformação bainítica por resfriamento contínuo é pouco reprodutivo, pois as reações são mais complexas devido a alta sensibilidade à taxa de resfriamento, temperaturas de início e final de transformação e composição química. Então, uma pequena variação nesses parâmetros pode significar uma grande variação na microestrutura e na morfologia e, conseqüentemente, nas propriedades.

É sabido que a reação bainítica nunca se completa, pois a ferrita bainítica, ao crescer, rejeita o excesso de carbono para a austenita circunvizinha, onde ocorre a precipitação dos carbonetos. Esta precipitação pode ser inibida em função de temperatura de transformação e da composição química. Assim, a austenita residual é rica em carbono e é suficientemente estável, de tal forma que não se transforma totalmente em martensita durante o resfriamento final até a temperatura ambiente, pois a temperatura de início da transformação da martensita poderá ser muito baixa.

## 7.2 – Conceitos básicos

O diagrama de transformação (TTT) da figura 7.1 ilustra, esquematicamente, as características da reação da bainita. A visão simplificada do diagrama mostra duas curvas em forma de C, separadas. De acordo com Bladeshia (2006), em faixa de temperaturas mais altas a curva C descreve a evolução dos produtos de transformação difusional, como ferrita e perlita, enquanto a curva C inferior descreve a evolução dos produtos de transformação displaciva, tais como ferrita Widmstätten e bainita.

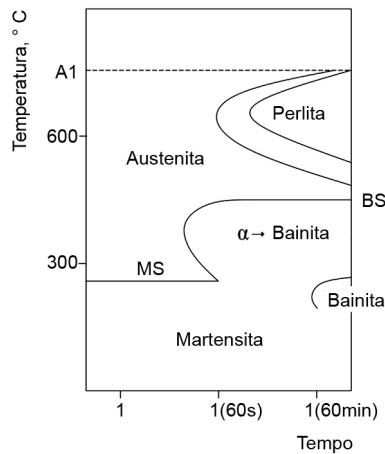


Figura 7.1 – Diagrama esquemático de transformação e fases (TTT)

Geralmente, em aços que contêm elementos de liga que retardam a decomposição da austenita, as duas curvas C são separadas como as indicadas na figura 7.1. O ponto mais alto da curva C inferior representa a temperatura Bs, acima da qual não forma bainita.

Em aços planos de espessura pequena, em que a transformação ocorre rapidamente, pode haver interseção das duas curvas C ou mesmo superposição, onde ocorrem combinações de todas as reações referidas acima.

Abaixo de Bs, a fração de bainita aumenta com a diminuição da temperatura.

A reação bainítica tem várias das características típicas de um processo de nucleação e crescimento. Na transformação isotérmica começa com um período de incubação, em que não ocorre nenhuma transformação, seguido por um aumento na taxa de formação de bainita, atingindo um limite assintótico, permanecendo uma fração de austenita estável não transformada (figura 2.3). Isso significa que a transformação cessa antes de a austenita atingir a sua composição de equilíbrio.

Muitas transformações de fases não ocorrem em condições de equilíbrio, pois a nucleação envolve sempre a criação de uma interface entre a fase transformada (aumentando sua energia livre) e a fase matriz. A energia livre acumulada na bainita é, portanto, devido à sua transformação.

O estado de equilíbrio é, então, definido como uma condição em que a energia livre das fases constituintes é mínima. A figura 7.2 ilustra, esquematicamente, a teoria da nucleação e crescimento e os parâmetros termodinâmicos importantes envolvidos nas mudanças de fases. De acordo com Bladeshia (1992),

## Aços Avançados de Alta Resistência

para um sistema constituído só de austenita, com teor de carbono  $C$ , a diminuição da energia livre ocorre quando a austenita se decompõe em uma mistura de ferrita e austenita enriquecida de carbono. A energia livre atinge o mínimo quando os teores de carbono de ferrita bainítica,  $C_b$ , e da austenita remanescente,  $C_a$ , correspondem à tangente comum às duas curvas de energia livre da ferrita da austenita.

Os teores de carbono  $C_b$  e  $C_a$  são, portanto, as composições de equilíbrio a uma dada temperatura  $T$ , para austenita de composição  $C$ .

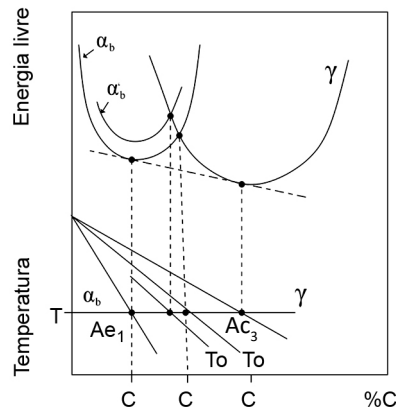


Figura 7.2 – Ilustração esquemática da variação da energia livre em função de teor de carbono durante a nucleação e crescimento da ferrita bainítica a partir da austenita de composição  $C$  (Bhadeshia, 1992)

Segundo Bhadeshia e Honeycombe (2006), durante o crescimento da ferrita bainítica há três possibilidades de como o carbono pode se alocar:

- 1) o carbono pode particionar, durante o crescimento, de tal forma que a ferrita nunca fique supersaturada;
- 2) o crescimento da ferrita bainítica pode ocorrer sem difusão, o carbono ficando retido na interface que separa a fase bainítica em crescimento e a fase austenita;
- 3) caso intermediário em que algum excesso de carbono consiga difundir na austenita e o restante ficando retido na ferrita bainítica, deixando-a parcialmente supersaturada. Crescimento sem difusão requer que a transformação ocorra a temperatura abaixo de  $To$ , quando a energia livre da ferrita bainítica torna-se menor do que da austenita de mesma composição, conforme Zener (1946). Além disso a concentração de carbono na austenita deve-se situar à esquerda da curva  $To$ .

# Aços Multifásicos e Efeito TRIP

## 8.1 – Introdução

Como referido anteriormente, os aços temperados e revenidos, apesar de alta resistência, apresentam baixa ductilidade e tenacidade. Com o objetivo de buscar melhorias nestes quesitos, foram desenvolvidos aços microligados, aços bifásicos, aços bainíticos e aços multifásicos. Os três últimos se enquadram no novo conceito de aços de alto desempenho estrutural com alta resistência e boa ductilidade e tenacidade. Além disso, nas últimas décadas foram desenvolvidas outras gerações de aços que serão relatados nos capítulos seguintes.

Embora a comparação seja grosseira, existem certas similaridades entre os aços bainíticos e os multifásicos em termo de algumas fases constituintes que são comuns aos dois aços (bainita, austenita retida e martensita) e da etapa final do tratamento térmico (transformação isotérmica da bainita), que é igual.

As diferenças residem em temperaturas de aquecimento, frações volumétricas das fases, cinética das transformações da bainita, morfologias e tamanhos de grão. Enquanto para os aços bainíticos a temperatura de aquecimento é a da austenitização completa, para os aços multifásicos, a temperatura é intercrítica, em que coexistem as fases ferrita e austenita. Em termos de fases constituintes, a diferença consiste em que os aços bainíticos contêm grandes frações de bainita, mas contendo sempre outras fases como austenita retida e martensita, normalmente em frações pequenas. Enquanto isso, os aços multifásicos contêm frações balanceadas de bainita, ferrita, austenita retida e frações menores de martensita.

## 8.2 – Microestrutura multifásica

Os aços multifásicos são obtidos por processamentos termomecânicos ou térmicos. Por processos termomecânicos a microestrutura multifásica é obtida por resfriamento contínuo, diretamente após os passes de laminação controlada. A temperatura durante o último passe de laminação é controlada para estar na região intercrítica (entre as temperaturas  $A_1$  e  $A_3$  do diagrama de equilíbrio). Os aços devem conter elementos de liga que retardem a transformação da austenita em ferrita e/ou perlita.

Por processos térmicos, o aço é aquecido (ou resfriado) até uma temperatura intercrítica e mantida por um tempo, suficiente para que ocorra o equilíbrio de fases ferrita e austenita. Em seguida, o aço é resfriado rapidamente até uma temperatura pouco acima do início da transformação martensítica,  $M_s$ , nela permanecendo para que a austenita se transforme em bainita. Da mesma forma, neste caso, a reação bainítica não é completa, restando sempre uma fração de austenita retida.

A cinética da transformação isotérmica da bainita é diferente quando é feita para obtenção de microestrutura predominantemente bainítica (aços bainíticos), ou quando é feito para obtenção de microestrutura multifásica. A diferença advém da temperatura de aquecimento inicial, já referido acima. Então, em aços multifásicos, a transformação bainítica ocorre com o desenvolvimento das ripas de ferrita em grãos menores de austenita e, por isso, a transformação no patamar isotérmico cessa muito antes da consumação completa de austenita.

## 8.3 – Propriedades mecânicas

Com relação às propriedades mecânicas, os estudos têm mostrado um aperfeiçoamento dos aços multifásicos quando comparado aos aços temperados e revenidos, principalmente no tocante à combinação resistência-tenacidade, associada com frações volumétricas e morfologia das fases. A coexistência de diferentes constituintes microestruturais, seus diferentes comportamentos mecânicos e interações sinérgicas tornam essas combinações de propriedades muito atrativas. Teoricamente, é possível variar as propriedades mecânicas e adequá-las para aplicações específicas, por ajustes de frações volumétricas, tamanho e distribuição, tipo, morfologia e orientação das diferentes fases.

Os primeiros estudos não contemplavam os efeitos da austenita retida porque, na maioria das situações, a fração de austenita retida era pequena e, por isso, quase sempre negligenciada. Estudos mais recentes, como os de Wang e Swaag (2001), Iung (2002), Avishan (2013), Xu (2012), Han e Lee (2014); Grajcar, Kuziak e Zaleck (2012) e Kobayashi (2012), mostraram benefícios da austenita retida como potencial adicional de aumento da resistência, alta taxa de encruamento em altas deformações uniforme e total (ver item 4.2.5).

Os aços multifásicos com efeito TRIP apresentam alta resistência à tração, alta relação limite de escoamento/limite de resistência com altas deformações uniforme e total e, portanto, alto coeficiente de encruamento.

A tabela 8.1 apresenta os resultados de ensaios de tração de um aço médio carbono, tipo AISI-1050, e um aço baixa liga ultrarresistente, tipo AISI-4340, com microestruturas multifásicas. Na segunda coluna da tabela os números indicam, respectivamente, temperatura intercrítica, temperatura de transformação isotérmica e tempo no patamar isotérmico.

Tabela 8.1 – Propriedades mecânicas e frações volumétricas dos aços AIS-1050 e AISI-4340 com microestruturas multifásicas. Ferrita (F), bainita (B), martensita (M), austenita retida (AR)

Aço	Condição de tratamento térmico	Microestrutura (% vol)				Propriedades mecânicas			
		F	B	M	AR	LE (Mpa)	LR (Mpa)	LE/LR	Def. (%)
AISI-1050	Normalizado					458	779	0,89	23
	Temperado revenido					683	890	0,77	11
	750/350/30	29	53	2	16	1.123	1.186	0,95	15
	750/350/120	32	53	1	14	1.082	1.212	0,90	17
	750/350/300	28	55	4	13	1.066	1.155	0,92	19
	750/350/1.800	31	56	2	12	1.027	1.161	0,88	15
AISI-4340	740/350/600	44	26	6	24	1.082	1.113	0,97	15
	740/350/1.800	46	32	4	18	864	912	0,95	15
	740/350/5.400	47	31	5	17	967	990	0,97	16
	740/350/600	44	27	7	22	915	983	0,93	15
	740/450/1.800	44	27	8	21	941	996	0,94	16
	740/450/5.400	48	30	6	16	876	932	0,94	16

Fonte: Hashimoto,2004; Ranieri, 2005

## Aços Avançados de Alta Resistência

Os resultados indicados na tabela mostram que os aços multifásicos apresentam boas combinações de resistência e ductilidade. No caso do aço AISI-1050, essas combinações são melhores do que na condição temperada em água e revenida, além de mais atraentes do que o aço AISI-4340.

Em ensaio de tração monotônica, os aços multifásicos também apresentam curva contínua, não evidenciando o limite de escoamento.

### 8.4 – Efeito TRIP

É bem conhecido que a transformação martensítica em aço ocorre quando a austenita é resfriada rapidamente, até abaixo da temperatura de início da transformação da martensita,  $M_s$ . Quando é aplicada deformação à austenita também pode ocorrer transformação em martensita. Essa transformação é conhecida por “transformação martensítica induzida por deformação”. Essa martensita, geralmente, tem resistência maior do que austenita e pode aumentar deformação uniforme e, por isso, retardar a nucleação de trinca. Com isso, o aço apresentará boa resistência e ductilidade. Isso é simplesmente chamado efeito TRIP. O efeito TRIP é afetado pela temperatura, pois as deformações necessárias para formar martensita são diferentes para cada temperatura (Tsuchida, 2011; Chen, 2013).

A obtenção de microestrutura multifásica, de alta resistência e ductilidade, que possibilite efeito TRIP, a partir de aços ao carbono laminados a frio, exige teor de carbono dentro da faixa entre 0,2 e 0,4 %, em peso, a fim de obter frações volumétricas necessárias de austenita retida. Contudo, na prática, teores de carbono são considerados elevados, por dificultarem a produtividade, durante a laminação a frio, e por diminuírem a soldabilidade, quesito fundamental em muitas aplicações. Por outro lado, a diminuição de teor de carbono inibe a obtenção de frações volumétricas adequadas de austenita retida. É necessário, então, adicionar elementos de liga, em proporções adequadas, e estabelecer os parâmetros de tratamento térmicos ou termomecânicos de forma otimizada. De forma geral, os elementos de liga adicionados para obtenção de aços bainíticos têm efeitos similares aos aços multifásicos.

Há muitas variedades de aços com efeito TRIP, desde frações menores de austenita retida até aços com microestrutura inteiramente austenítica. Em todos, parte da austenita pode ser transformada em martensita, induzida por deformação.

# Aços Ultrabaixo Carbono com Interstícios Livres

## 10.1 – Introdução

Cerca de 70% do peso de um veículo automotivo é devido ao uso de aços em diversos componentes. Cada componente requer certas características específicas de propriedades, sendo usados atualmente mais de 30 tipos de aços.

Nos anos 1970/1980, em componentes estruturais de automóveis, os aços convencionais foram substituídos por aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) com o objetivo de reduzir o peso dos veículos. Mais tarde, nas últimas décadas, esses aços ARBL foram substituídos por novos, os chamados Aços Avançados de Alta Resistência – AHSS.

Alguns componentes de automóveis, como portas, teto e capô, requerem alta conformabilidade para estampagem dessas peças com geometrias complexas de veículos modernos. Esses requisitos limitam a resistência ao escoamento em níveis baixos que são obtidos em aços com teor de carbono muito baixo.

Nos anos 1960, foram desenvolvidos, comercialmente, aços com teores de carbono entre 50 e 100 ppm e de nitrogênio entre 40 e 80 ppm e foram designados por Aços IF (*Interstitials Free Steels*).

Nos anos 1980, foram desenvolvidos aços IF, de ultrabaixo carbono, com teores entre 30 e 50 ppm e nitrogênio entre 20 e 30 ppm. Também esses aços continham alumínio e elementos microligantes, como titânio e nióbio, com a finalidade de estabilizar o carbono e o nitrogênio pela precipitação de carbonetos e nitretos. Isso só foi possível com o desenvolvimento



## Aços Avançados de Alta Resistência

de novas tecnologias inovadoras de processamento, como desgaseificação a vácuo, desgaseificação oxidativa e recozimento contínuo. Esses aços apresentam características de conformabilidade muito melhores do que os aços IF convencionais. A redução no total de elementos intersticiais, carbono e nitrogênio, além da adição daqueles elementos estabilizadores, permitiram o desenvolvimento de textura de recristalização {111}, conforme Tsunoyama (1990) e Nagataki, Hosoya (1996), altamente favoráveis às operações de conformação severa, como estampagem profunda.

Os aços IF apresentam altos valores de ductilidade, coeficiente de encruamento ( $n$ ) e coeficiente médio de anisotropia ( $r_m$ ).

As composições químicas típicas dos aços IF são:

- Carbono, ppm, entre 20 – 50
- Nitrogênio, ppm, menor que 30
- Manganês, % em peso, entre 0,2 e 0,3
- Silício, % em peso, menos que 0,003
- Fósforo, % em peso, entre 0,015 e 0,025
- Enxofre, % em peso, entre 0,012 e 0,025
- Alumínio, % em peso, entre 0,02 e 0,06
- Titânio, % em peso, entre 0,008 e 0,060
- Nióbio, % em peso, entre 0,008 e 0,016

O controle do carbono, do nitrogênio e do oxigênio, oriundo do processo, é feito nas etapas do refino primário, na desgaseificação a vácuo e no lingotamento.

Os aços IF são classificados de acordo com o tipo de estabilizadores dos elementos intersticiais. As principais classes são: aços IF estabilizados ao titânio (IF-Ti), aços IF estabilizados ao nióbio (IF – Nb) e aços IF estabilizados ao titânio e nióbio (IF – Ti +Nb). Segundo Gupta e Bhattacharya (1990), nos aços IF - Ti, o titânio combina-se com o carbono, nitrogênio e enxofre, formando uma variedade de precipitados. Nos aços IF – Nb, o nióbio forma carboneto, o nitrogênio combina-se com o manganês formando sulfeto. Nos aços IF – Ti + Nb, o titânio combina-se com o nitrogênio, formando nitretos.

Existem também os aços IF de alta resistência, aços IF endurecidos por solução sólida pela adição de fósforo, silício e manganês, de acordo com De Cooman (2007), os aços fosforizados e os aços IF endurecidos por cozimento (Bake Hardening), conforme Kvackaj (2006); Bhadeshia (2008); Dehaghani e Nekohi (2009).

### 10.2 – Aços IF estabilizados ao Titânio

O conhecimento da melhoria das propriedades mecânicas de aços baixos carbono, pela adição de titânio, remonta aos anos 1960. Na época, já se tinha o conceito de que a relação em peso, Ti/C entre 4 e 5 e pelo processo de degaseificação a vácuo, o coeficiente médio de anisotropia atingia altos valores que permitiam operações de estampagem profunda.

Nestes aços, o titânio captura o carbono da solução sólida e forma carbonetos. Além disso, o titânio, juntamente com o nióbio, forma outros compostos, cujas partículas ficam finamente distribuídas, reduzindo as migrações nos contornos de grãos e, portanto, reduzindo as taxas de nucleação e crescimento de grãos recristalizados com orientações cristalográficas aleatórias. Nessas condições, conforme Hatchinson (1987) e Wilshynsky, Krauss e Matlock (1994), ocorre nucleação e crescimento preferencial dos grãos com texturas {111} altamente favoráveis para operações de conformação.

Nos aços IF, o titânio pode ser encontrado em quantidade estequiométrica, suficiente para remover o carbono da solução sólida, após combinar-se com o nitrogênio e o enxofre ( $Ti_{\text{efetivo}}$ ), ou pode ser encontrado em excesso ( $Ti_{\text{excesso}}$ ). O titânio em excesso refere-se, portanto, à quantidade que sobra, após reagir e estabilizar completamente o nitrogênio, carbono e enxofre. O excesso de titânio permite altos valores de anisotropia, de acordo com Tokunaga, Yamada, Itoh (1987), Gupta e Bhattacharya (1990). A figura 10.1 ilustra a variação do coeficiente de anisotropia médio e da ductilidade, em função do teor de titânio em excesso e da temperatura de bobinamento de um aço IF – Ti, com teor de carbono entre 20 e 30 ppm. Indica que, para temperatura de bobinamento igual ou acima de 750°C, aumento da quantidade de titânio em excesso, até da ordem de 0,03% em peso, aumentam os valores do coeficiente médio de anisotropia, após o que há uma saturação. Em temperaturas de bobinamento mais baixas, é necessário mais titânio em excesso para atingir alto coeficiente médio de anisotropia.

## Aços Avançados de Alta Resistência

O titânio excedente pode gerar defeitos superficiais das chapas, além de torná-las mais dispendiosas. É necessário, então, encontrar uma quantidade adequada de titânio em excesso para obter coeficiente médio de anisotropia desejado. Segundo Gupta e Bhattacharya (1990), é desejável ter uma quantidade de titânio em excesso acima de 0,02% em peso, para obter boas propriedades mecânicas e manter a temperatura de recristalização baixa, o que reduz a sensibilidade à temperatura de bobinamento. As quantidades de titânio efetivo ( $Ti_{\text{efetivo}}$ ) e titânio em excesso ( $Ti_{\text{excesso}}$ ) podem ser calculadas por:

$$Ti_{\text{efetivo}} = Ti - 3,42 N - 1,5 S \quad (0.1)$$

$$Ti_{\text{excesso}} = Ti - 4C - 3,42 N - 1,55 S \quad (0.2)$$

onde  $Ti_{\text{efetivo}}$  refere-se ao total disponível para combinar com o carbono, nitrogênio e enxofre, e o  $Ti_{\text{excesso}}$  é a quantidade que excede o  $Ti_{\text{efetivo}}$ .

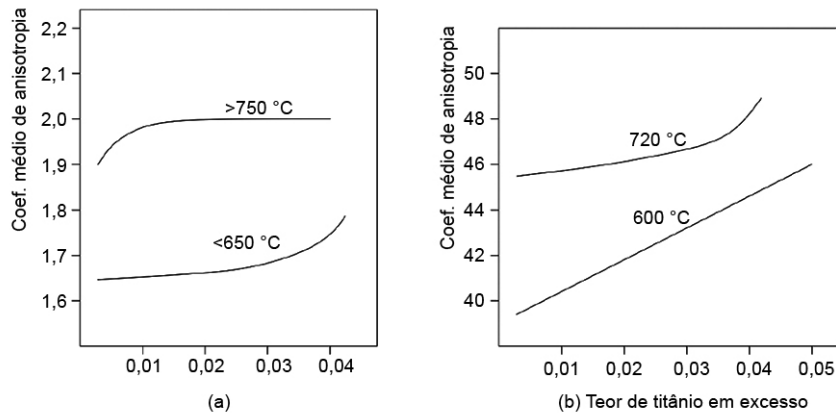


Figura 10.1 – Variação do coeficiente médio de anisotropia (a) e da ductilidade (b) em função do teor de titânio em excesso e da temperatura de bobinamento de um aço IF – Ti com teor de C entre (20-30) ppm (adaptado de Gupta e Bhattacharya, 1990)

O aumento do teor de titânio em excesso, até da ordem de 0,04% em peso, reduz o limite de escoamento e, vice-versa, a diminuição desse teor promove aumento do limite de escoamento, devido à formação de precipitados finos de TiC que retardam a nucleação, recristalização e crescimento de grão,

## Aços BH

### 11.1 – Fundamentos

Os aços BH baseiam-se nos conceitos de encruamento e envelhecimento por deformação. Como visto no capítulo 1, item 1.6.2, o aço é deformado a frio (por exemplo, estampado a frio, para adquirir a geometria da peça) e, portanto, sofre um encruamento, aumentando o limite de escoamento. Nessas condições, o aço pode envelhecer, tanto em temperatura ambiente ou pouco acima, promovendo um aumento adicional no limite de escoamento.

Portanto, o aumento do limite de escoamento de um aço baixo ou ultra-baixo carbono, especialmente os aços BH, pode ser promovido por dois mecanismos: o encruamento e o envelhecimento por deformação. No primeiro mecanismo, a peça é conformada, por prensagem a frio, em suas dimensões e geometria finais, envolvendo deformação plástica e consequente aumento do limite de escoamento, devido ao encruamento. No segundo, a peça passa por ciclos de pintura e aquecimento moderado (cozimento), entre 150°C e 200°C, por cerca de 10 a 30 minutos, para acelerar a cura da pintura e o processo de envelhecimento.

Durante o ciclo de cozimento (cura da pintura), ocorre um aumento adicional do limite de escoamento que é referido ao endurecimento por cozimento (*Bake Hardening*).

O encruamento envolve aumento da densidade de discordâncias móveis durante a deformação plástica. Cessada a deformação, as discordâncias ficam estacionadas. Como no entorno de uma discordância, há regiões distendidas e comprimidas, a energia armazenada na deformação plástica é

## Aços Avançados de Alta Resistência

aliviada com a difusão de átomos de solutos, principalmente os intersticiais, em direção às regiões distendidas, formando uma atmosfera de discordâncias (átomos de soluto em torno das discordâncias).

Em princípio, qualquer aço pode ser encruado e envelhecido por deformação. Especificamente, por aplicações na indústria automobilística, são usados aços de muito baixo carbono, para garantir conformabilidade, e adicionados elementos de liga como o manganês, silício, alumínio e nitrogênio, além de serem microligados ao titânio e/ou nióbio. Esses aços, no estado recozido, têm baixas propriedades mecânicas. Após conformação, pintura e cura, apresentam aumento considerável nessas propriedades. De acordo com Kvackaj (2006), o limite de escoamento apresenta aumento de 30 MPa a 90 MPa. A figura 11.1 ilustra, esquematicamente, o encruamento e envelhecimento por deformação após conformação e cura da pintura em um aço ultrabaixo carbono. Na figura, o ponto 1 representa o limite de escoamento do aço na condição de fornecimento da usina siderúrgica, com a microestrutura contendo algumas discordâncias ( $\perp$ ) e átomo de soluto ( $\bullet$ ). O ponto 2 representa o limite de escoamento do aço encruado com aumento da densidade de discordâncias. O ponto 3 representa o limite de escoamento do aço envelhecido, indicando aumento adicional da resistência, devido à formação de atmosfera de discordâncias, com os átomos de soluto se alojando no entorno das discordâncias.

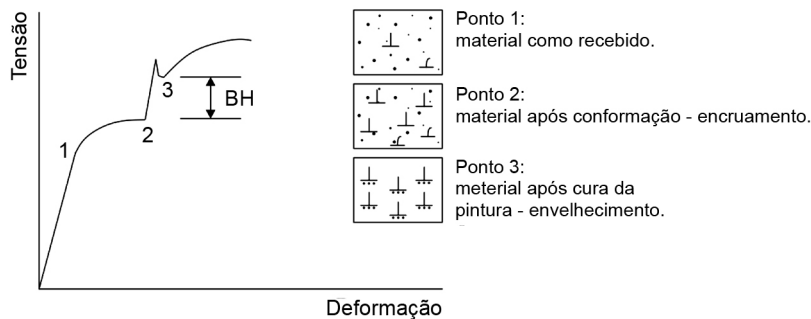


Figura 11.1 – Ilustração esquemática do encruamento e envelhecimento por deformação

## 11.2 – Mecanismos de endurecimento por cozimento

O endurecimento por cozimento é devido ao ancoramento das discordâncias pela atmosfera e pela precipitação de carbonetos junto às atmosferas.

De acordo com Elsen e Hougardy (1993), existem dois estágios distintos de envelhecimento. No primeiro estágio, o aumento do limite de escoamento é resultado do ancoramento das discordâncias nas atmosferas e, no segundo, é devido aos precipitados finos de carbonetos que constituem barreiras adicionais de deslizamento de discordâncias. A figura 11.2 ilustra, esquematicamente, os dois estágios de envelhecimento por deformação (endurecimento por cozimento).

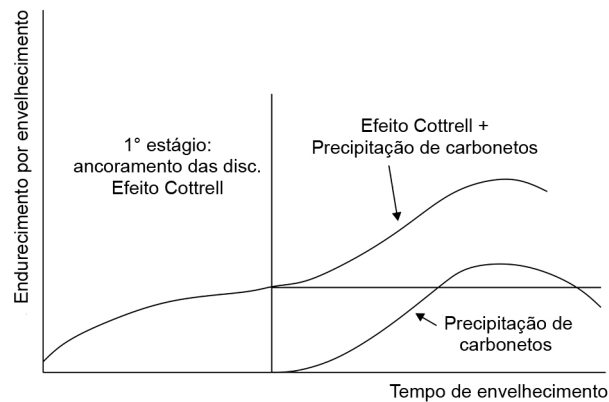


Figura 11.2 – Estágios do envelhecimento por deformação em aços BH

O primeiro estágio do endurecimento por cozimento ocorre durante a cura da pintura. Inicialmente, há uma rápida ordenação de curto alcance de solutos intersticiais, induzida por deformação no campo de tensões de uma discordância. Há então, um rápido crescimento do limite de escoamento superior. Em seguida, mais lentamente, ocorre difusão de longo alcance de átomos de soluto intersticiais em direção às discordâncias e se concentram nos campos de tensões ao redor das discordâncias, formando atmosfera de Cottrell. A energia de interação entre os solutos e os campos de deformações ancora as discordâncias, promovendo aumento da resistência à deformação, de acordo com Fine (1996). O limite de escoamento do aço, após deformação e envelhecimento, é, portanto, dependente da densidade de discordâncias e concentração de solutos intersticiais que, por sua vez, são influenciadas pelo total de deformação e taxa de encruamento, durante a conformação, concentração inicial de solutos dissolvidos em soluções e o tamanho de grão da ferrita, segundo Bailey, Foley e Matlock (1994).

É esperado que a magnitude do envelhecimento por cozimento seja proporcional à concentração de solutos na matriz. Em altas concentrações deve ocorrer ancoramento de todas as discordâncias. Em baixas concentrações

## Aços Avançados de Alta Resistência

de solutos é esperado ocorrer ancoramento em menor intensidade. Contudo, conforme Wilson e Russell (1959), a quantidade de solutos intersticiais, necessária para ancoramento das discordâncias, é muito pequena.

O segundo estágio do endurecimento por cozimento também ocorre durante a cura da pintura, porém, após a formação da atmosfera de Cottrell (1º estágio completo), com precipitação de carbonetos finos. Para tanto, é necessário que haja um equilíbrio entre o total de carbono em solução e a densidade de discordâncias, pois a formação de atmosfera de Cottrell pressupõe que, no entorno de cada discordância, haja uma saturação de átomos de carbono. Com a precipitação de carbonetos junto às discordâncias, ocorreria empobrecimento local de carbono. Então, é necessário que novos átomos de carbono migrem em direção às discordâncias, para que sejam restabelecidas as atmosferas.

Assim, o endurecimento por cozimento ocorre tanto pelo efeito da atmosfera de Cottrell, como também pela precipitação de carbonetos.

O aumento do limite de escoamento nos aços BH, conhecido como endurecibilidade por cozimento, designado por  $\sigma_{BH}$ , é determinado pela medida da diferença entre o limite de escoamento do aço inicial, antes do processamento mecânico, e o limite de escoamento inferior após o aço ter sido conformado, pintado e curado a 170°C por 20 minutos. Esse aumento da resistência por cozimento é controlado, principalmente, pelo total de solutos (carbono e nitrogênio) na matriz ferrítica, sendo necessária uma concentração de 5 a 15 ppm para ter uma resposta efetiva  $\Delta\sigma_{BH}$ . Esse controle pode ser feito via composição química do aço e/ou parâmetros do processamento.

Os elementos de liga de interesse para os aços BH são, além dos intersticiais carbono e nitrogênio e os formadores de carbonetos e nitretos como o titânio, o nióbio, o silício, o manganês, o alumínio e o fósforo. A formação de carbonetos e nitretos estáveis pode levar a uma situação em que a matriz ferrítica fique isenta de átomos intersticiais.

Durante o recozimento contínuo, a temperatura envolvida é alta e pode ocorrer dissolução parcial dos precipitados. Deve-se imprimir, então, uma taxa alta de resfriamento para que alguns átomos de solutos intersticiais fiquem retidos na matriz, pois são eles que irão promover o efeito BH. Portanto, é necessário um balanço correto entre composição química e processamento para obter níveis adequados de  $\Delta_{BH}$ , sem alterar as demais propriedades. A relação entre quantidades de carbono e nitrogênio e o limite de escoamento deve ser rigorosamente dimensionada.