

André Luiz V. da Costa e Silva
Paulo Roberto Mei

Aços e Ligas Especiais

2ª edição revista e ampliada



EDITORA EDGARD BLÜCHER

 **VILLARES METALS**



Aços e Ligas Especiais
2ª Edição Revista e Ampliada
André Luiz V. da Costa e Silva
Paulo Roberto Mei

Lançamento 2006

ISBN: 8521203829

Páginas: 664

Formato: 17x24 cm

Peso: 1.079 kg

André Luiz V. da Costa e Silva
Paulo Roberto Mei

Acerca deste livro

Os aços especiais de alta liga e as ligas especiais situam-se no topo da pirâmide da Siderurgia mundial. Embora seu volume produzido seja pequeno comparativamente aos aços comuns, seu valor é muito maior, devido ao seu alto teor de elementos de liga, tipicamente acima de 7%. Já as ligas especiais são constituídas na sua maioria por ligas a base de níquel e possuem características especiais. Ao mesmo tempo, esses aços e ligas exigem, desde a fase de projeto, um profundo conhecimento da metalurgia envolvida. Ainda, o emprego de técnicas e processos avançados de fabricação os diferenciam dos aços comuns, pois suas características e propriedades finais são fortemente condicionadas pelo processo de fabricação.

Assim, o conhecimento da metalurgia dos aços especiais é essencial para os novos engenheiros e técnicos que de alguma forma se envolvam com estes aços e ligas, bem como aos estudantes das disciplinas de materiais e metalurgia.

Esta edição, a segunda, teve o apoio da Villares Metals S.A., entendendo a importância desta obra, especialmente por ser escrita na língua portuguesa. Neste sentido, a obra foi, também, disponibilizada nas livrarias do país, através da Editora Edgard Blücher. O livro foi totalmente revisto e atualizado pelos seus autores: Professores André Luiz V. da Costa e Silva e Paulo Roberto Mei.

André Luiz V. da Costa e Silva

Engenheiro metalúrgico formado pelo Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, em 1976. Concluiu seu mestrado pela University of British Columbia, Vancouver, em 1979, e o doutorado pela University of Florida, Gainesville, em 1994.

Iniciou sua carreira de engenheiro na então Eletrometal Aços Finos S.A., na área de Refusão, tendo passado, posteriormente, para a área de Fusão (Aciaria). Foi Gerente de Engenharia de Materiais na CBV Indústria Mecânica S.A., participando de projetos pioneiros na área de Equipamentos de Petróleo para Águas Profundas. Atualmente, é Professor Adjunto na Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, da Universidade Federal Fluminense, na qual ingressou em 1983. Também é Diretor Técnico do Instituto Brasileiro da Qualidade Nuclear, no qual foi certificado como Inspetor Nível III e Perito Nível III na área de Materiais. Seus interesses envolvem as relações processamento-propriedades em materiais, a aplicação da termodinâmica computacional ao processamento e desenvolvimento de materiais e seu processamento, em especial de aços e superligas. Ministra cursos, na ABM e em empresas, sobre Seleção e Especificação de Aços e Aplicações de Aços. Atua como consultor de empresas brasileiras em diversas áreas relacionadas a aços e ligas especiais, especialmente análise de falhas, especificação de materiais e desenvolvimento de materiais e processos. É co-autor do livro Tecnologia dos Aços e tem mais de 80 publicações, incluindo dois livros. É Vice-Chairman do Alloy Phase Diagram International Commission (APDIC). André é casado e tem uma filha.

Paulo Roberto Mei

Engenheiro mecânico formado pelo ITA em 1976, finalizou o mestrado na Unicamp em 1979, na área de solidificação dos metais. Em 1980, iniciou o doutorado na área de aços com o Professor R. W. K. Honeycombe, da Universidade de Cambridge, Inglaterra, e trabalha no desenvolvimento de aços e ligas metálicas até hoje no Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) da Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM) da UNICAMP, onde exerce o cargo de Professor Titular na área de Tecnologia dos Aços.

Realizou seu pós-doutorado no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade da Flórida em 1996/97, trabalhando com compostos intermetálicos para aplicações estruturais no grupo do Professor M. Kaufman. Implantou o Laboratório de Fusão por Feixe de Elétrons e o Laboratório de Tratamentos Termomecânicos no DEMA-FEM-Unicamp. Nestes laboratórios, coordenou 22 projetos de pesquisa para o desenvolvimento de aços e ligas metálicas com recursos da ordem de US\$ 2,5 milhões provenientes de agências nacionais e internacionais de fomento à pesquisa (CNPq, FAPESP, FINEP, SCTDE-SP, Agência Espacial Brasileira, FAEP-Unicamp, National Science Foundation e BID) e empresas nacionais (CBMM, COSIPA, CST, ACESITA, ITALMAGNÉSIO, ALBRÁS e PETROBRAS, entre outras).

Exerceu na Unicamp a Chefia do Departamento de Engenharia de Materiais (1987/89), a Diretoria Associada da Faculdade de Engenharia Mecânica (1990/94) e a Diretoria da Escola de Extensão (1994/2002).

É co-autor do livro Tecnologia dos Aços e de três patentes na área metalúrgica. Publicou mais de 130 artigos completos em anais de congressos e periódicos nacionais e internacionais e orientou onze teses de doutorado e nove dissertações de mestrado.

É membro do Conselho Consultivo da revista Projeções (USF), revisor dos periódicos Materials Science and Engineering A, Journal of Materials Processing Technology, Revista Brasileira de Ciências Mecânicas e consultor acadêmico do sistema de ensino UnifMU/FISP para as áreas de engenharia mecânica e mecatrônica.

Paulo é casado e tem dois filhos.



EDITORA EDGARD BLÜCHER

www.blucher.com.br

VILLARES METALS

ISBN 85-212-0382-9



9 788521 203827

Aços e ligas especiais

ANDRÉ LUIZ V. DA COSTA E SILVA

PAULO ROBERTO MEI

2ª Edição
Revista e ampliada



EDITORA EDGARD BLÜCHER
www.blucher.com.br

Sumário

Capítulo 1 O sistema ferro-carbono 1

- 1.1 O elemento ferro 1
- 1.2 Soluções sólidas de ferro 5
- 1.3 Diagrama ferro-grafita 8
- 1.4 Diagrama ferro-cementita 9
- 1.5 Pontos relevantes do diagrama ferro-cementita 11
- 1.6 Efeito do resfriamento e aquecimento nas linhas de transformação 12
- 1.7 Reações invariantes 13
- 1.8 Observações da microestrutura 16
- 1.9 Determinação da fração volumétrica das fases 16
- 1.10 Efeito da velocidade do resfriamento na fração volumétrica da ferrita e perlita 21
- Exercícios 22
- Referências bibliográficas 23

Capítulo 2 Decomposição da austenita e curvas TTT 25

- 2.1 Ferrita e cementita 26
- 2.2 Perlita 34
- 2.3 Curvas ITT 49
- 2.4 Bainita e ferrita acicular 51
- 2.5 Martensita 57
- 2.6 Construção das curvas TTT 67
 - 2.6.1 Curvas ITT 68
 - 2.6.2 Curvas CCT ou TRC 75
- Exercícios 79
- Referências bibliográficas 81

Capítulo 3 Tratamentos térmicos 83

- 3.1 Introdução 83
- 3.2 Recozimento 84
 - 3.2.1 Recozimento pleno ou simplesmente recozimento 84
 - 3.2.2 Recozimento subcrítico 88
 - 3.2.3 Esferoidização 89
 - 3.2.4 Recozimento para usinabilidade 90
- 3.3 Proteção da superfície 90
- 3.4 Normalização 92

| | | |
|--------|--|-----|
| 3.5 | Têmpera | 97 |
| 3.5.1 | Meios de têmpera | 97 |
| 3.5.2 | Tensões na têmpera | 100 |
| 3.6 | Temperabilidade (<i>Hardenability</i>) | 106 |
| 3.6.1 | Taxa de resfriamento crítico | 106 |
| 3.6.2 | Ensaio Grossmann | 107 |
| 3.6.3 | Ensaio Jominy | 107 |
| 3.6.4 | Fatores que afetam a temperabilidade | 109 |
| 3.6.5 | Técnicas para se revelar o contorno do grão austenítico | 110 |
| 3.6.6 | Crescimento do grão austenítico | 118 |
| 3.7 | Revenimento | 121 |
| 3.7.1 | Efeito nas propriedades | 122 |
| 3.7.2 | Transformações no revenimento de aços carbono | 124 |
| 3.7.3 | Revenimento múltiplo | 126 |
| 3.7.4 | Fragilidade do revenido | 126 |
| 3.8 | Martêmpera | 127 |
| 3.9 | Austêmpera | 130 |
| 3.10 | Austenita retida | 132 |
| 3.11 | Têmpera superficial | 132 |
| 3.11.1 | Aquecimento indutivo | 132 |
| 3.11.2 | Aquecimento por chama | 136 |
| 3.12 | Exemplos de microestruturas obtidas com tratamentos térmicos | 138 |
| | Referências bibliográficas | 145 |

Capítulo 4 **Tratamentos termoquímicos** **147**

| | | |
|-------|--|-----|
| 4.1 | Introdução | 147 |
| 4.2 | Difusão e solubilidade dos elementos químicos | 148 |
| 4.3 | Perfil de distribuição do soluto | 149 |
| 4.4 | Cementação | 152 |
| 4.4.1 | Cementação sólida | 153 |
| 4.4.2 | Cementação gasosa | 155 |
| 4.4.3 | Cementação líquida | 160 |
| 4.4.4 | Cementação a vácuo | 165 |
| 4.4.5 | Cementação iônica ou a plasma | 166 |
| 4.5 | Nitretação | 171 |
| 4.5.1 | Nitretação a gás | 172 |
| 4.5.2 | Nitretação líquida | 175 |
| 4.5.3 | Nitretação iônica ou a plasma | 177 |
| 4.6 | Cianetação (carbonitretação líquida ou cianetação líquida) | 183 |
| 4.7 | Carbonitretação | 186 |
| 4.8 | Nitrocarbonetação | 188 |
| 4.8.1 | Nitrocarbonetação ferrítica | 188 |

| | | |
|-------|---|-----|
| 4.8.2 | Oxinitrocarbonetação | 191 |
| 4.8.3 | Nitrocarbonetação austenítica | 193 |
| 4.9 | Boretação | 196 |
| 4.10 | Tratamentos termorreativos | 206 |
| 4.11 | Resumo dos tratamentos termoquímicos | 210 |
| 4.12 | Microestruturas obtidas nos tratamentos termoquímicos | 212 |
| | Exercícios | 213 |
| | Referências bibliográficas | 214 |

Capítulo 5 **Influência dos elementos de liga nos aços** **215**

| | | |
|--------|---|-----|
| 5.1 | Elementos estabilizadores da austenita e da ferrita | 215 |
| 5.2 | Influência dos elementos de liga nos aços não endurecidos | 220 |
| 5.3 | Efeito dos elementos de liga na formação da ferrita | 221 |
| 5.3.1 | Nucleação | 221 |
| 5.3.2 | Crescimento | 222 |
| 5.3.3 | Propriedades da ferrita | 226 |
| 5.4 | Efeito dos elementos de liga na formação da perlita | 229 |
| 5.5 | Efeito dos elementos de liga nos carbonetos | 236 |
| 5.5.1 | Distribuição | 236 |
| 5.5.2 | Solubilidade | 237 |
| 5.5.3 | Formas de precipitação | 239 |
| 5.5.4 | Composição dos carbonetos | 240 |
| 5.5.5 | Cinética da precipitação e coalescimento dos carbonetos | 242 |
| 5.5.6 | Efeito da precipitação dos carbonetos finos nos aços | 245 |
| 5.5.7 | Efeito dos carbonitreto na laminação | 252 |
| 5.6 | Efeito das inclusões não-metálicas | 275 |
| 5.7 | Efeito dos elementos de liga nos compostos intermetálicos | 275 |
| 5.8 | Efeito de partículas metálicas dispersas | 278 |
| 5.9 | Efeito dos elementos de liga na formação da austenita | 278 |
| 5.10 | Efeito dos elementos de liga na têmpera | 282 |
| 5.10.1 | Temperaturas M_s e M_f | 283 |
| 5.10.2 | Dureza da martensita | 283 |
| 5.10.3 | Temperabilidade | 284 |
| 5.11 | Efeito dos elementos de liga no revenimento | 286 |
| 5.11.1 | Formação dos carbonetos de ferro | 286 |
| 5.11.2 | Endurecimento secundário | 288 |
| 5.11.3 | Aços com V, Cr, Mo e W | 291 |
| 5.11.4 | Propriedades mecânicas | 292 |
| 5.11.5 | Aços <i>maraging</i> | 294 |
| 5.12 | Efeitos dos elementos de liga na formação da bainita | 295 |
| 5.12.1 | Temperatura de início da formação bainítica (B_I) | 295 |
| 5.12.2 | Aços bainíticos de alta resistência | 295 |

- 5.13 Efeito dos principais elementos de liga nos aços 300
- 5.14 Impurezas dos aços 303
- 5.15 Produção e preço dos elementos utilizados na fabricação dos aços 305
- Referências bibliográficas 312

Capítulo 6 Classificação e seleção de aços 315

- 6.1 Classificação e especificação de materiais 315
- 6.2 Seleção de materiais 317
- 6.3 Seleção de aços 317
- 6.4 Aços baixo carbono para conformação mecânica 318
- 6.5 Aços estruturais, para caldeiras, vasos de pressão e tubulações 325
 - 6.5.1 Tenacidade e prevenção de fratura rápida 326
 - 6.5.2 Emprego de aço estrutural à temperatura elevada 327
- 6.6 Vergalhões para concreto 329
- 6.7 Chapas e perfis estruturais 329
- 6.8 Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) 329
- 6.9 Aços para a construção mecânica 333
 - 6.9.1 O sistema de classificação ABNT para aços construção mecânica 333
 - 6.9.2 Seleção baseada na temperabilidade 335
- 6.10 Aços de ultra-alta resistência 354
- 6.11 Aços para cementação 355
- 6.12 Aços para molas 356
- Referências bibliográficas 361

Capítulo 7 Aços ferramenta, inoxidáveis e ligas especiais 363

- 7.1 Aços para ferramentas 363
 - 7.1.1 Introdução 363
 - 7.1.2 Classificação 363
 - 7.1.3 Aplicações de aços em ferramentas-características dos aços 365
 - 7.1.4 Aços para trabalho a frio 366
 - 7.1.5 Aços para trabalho a quente 383
 - 7.1.6 Aços para fins especiais 388
 - 7.1.7 P – Aços para moldes 389
 - 7.1.8 Aços rápidos 391
 - 7.1.9 A escolha do aço ferramenta 398
 - 7.1.10 Revestimentos 407
- 7.2 Aços inoxidáveis 407
 - 7.2.1 Introdução 407
 - 7.2.2 Relações entre composição química e estrutura 409
 - 7.2.3 Inoxidáveis martensíticos 412
 - 7.2.4 Inoxidáveis ferríticos 415
 - 7.2.5 Inoxidáveis austeníticos 417

| | | |
|-------|--|-----|
| 7.2.6 | Aços ferrítico-austeníticos (duplex) | 425 |
| 7.2.7 | Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação | 429 |
| 7.2.8 | Resistência à corrosão | 431 |
| 7.3 | Aços <i>maraging</i> | 443 |
| 7.3.1 | Introdução | 443 |
| 7.3.2 | Metalurgia dos aços <i>maraging</i> – sumário | 444 |
| 7.4 | Níquel e suas ligas | 446 |
| 7.5 | Superligas | 450 |
| 7.5.1 | Introdução | 450 |
| 7.5.2 | Metalurgia das superligas – sumário | 451 |
| 7.6 | Titânio e suas ligas | 459 |
| 7.6.1 | Introdução | 459 |
| 7.6.2 | Metalurgia do titânio e suas ligas – sumário | 460 |
| 7.6.3 | Obtenção do titânio | 463 |
| 7.7 | Zircônio e suas ligas | 463 |
| 7.8 | Metais refratários e suas ligas | 466 |
| 7.8.1 | Nióbio e tântalo | 466 |
| 7.8.2 | Molibdênio | 469 |
| 7.8.3 | Tungstênio | 470 |
| | Referências bibliográficas | 470 |

Capítulo 8 **Processos de elaboração de aços** **475**

| | | |
|-------|---|-----|
| 8.1 | Introdução | 475 |
| 8.2 | A produção de ferro-gusa – o alto-forno | 476 |
| 8.2.1 | O ferro-gusa | 476 |
| 8.2.2 | O alto-forno | 477 |
| 8.3 | Processos de redução direta | 484 |
| 8.4 | Aciaria | 486 |
| 8.4.1 | Processos pneumáticos de aciaria (conversores) | 487 |
| 8.4.2 | O forno elétrico | 491 |
| 8.5 | Lingotamento e lingotes | 503 |
| 8.5.1 | Lingotamento convencional | 503 |
| 8.5.2 | Lingotamento contínuo | 506 |
| 8.5.3 | Transmissão de calor na solidificação | 507 |
| 8.5.4 | Estrutura de lingotes e produtos de lingotamento contínuo | 521 |
| | Referências bibliográficas | 530 |

Capítulo 9 **Processos especiais de refino e obtenção de aços e ligas especiais** **533**

| | | |
|-------|--|-----|
| 9.1 | Introdução | 533 |
| 9.2 | Metalurgia de panela | 534 |
| 9.2.1 | Tratamento sob vácuo – desgaseificação | 534 |
| 9.2.2 | Operações de metalurgia de panela – forno-panela | 540 |
| 9.2.3 | Processos de produção de aços inoxidáveis | 545 |

- 9.3 Forno de indução sob vácuo (VIM) 547
- 9.4 Processos de refusão 549
 - 9.4.1 Refusão sob escória eletrocondutora (ESR) 551
 - 9.4.2 Refusão a arco sob vácuo (VAR) 552
 - 9.4.3 Forno de refusão por feixe eletrônico 553
- 9.5 Metalurgia do pó para aços ferramenta 554
- 9.6 Conformação por spray (*spray forming*) 558
- Referências bibliográficas 559

Capítulo 10 Conformação mecânica 561

- 10.1 Introdução 561
- 10.2 Efeito da temperatura – trabalho a quente e trabalho a frio 562
- 10.3 Trabalho a quente 563
 - 10.3.1 Conformação a quente – tratamentos termomecânicos 569
 - 10.3.2 Aquecimento 570
 - 10.3.3 Temperatura 571
 - 10.3.4 Sequência de deformação 572
 - 10.3.5 Resfriamento 574
- 10.4 Inclusões não-metálicas e anisotropia 575
- 10.5 Trabalho a frio 581
- 10.6 Forjamento 582
- 10.7 Laminação 583
- 10.8 Extrusão 583
- Referências bibliográficas 584

Capítulo 11 Controle da qualidade 585

- 11.1 Introdução 585
- 11.2 Tipos de testes e ensaios no controle da qualidade 587
- 11.3 Ensaios empregados na produção de aços e ligas especiais 588
 - 11.3.1 Inspeção por ultra-som 589
 - 11.3.2 Testes de trincas superficiais 593
 - 11.3.3 Radiações ionizantes (Raios-X e Raios gama) 595
 - 11.3.4 Ensaios mecânicos 597
- Referências bibliográficas 613

Apêndice I – Curvas Jominy de alguns aços para construção mecânica 615

Apêndice II – Tabelas de dureza 621

Apêndice III – Sistema Internacional de unidades (SI) 629

Índice remissivo 637

Capítulo 1

O sistema ferro-carbono

1.1 O ELEMENTO FERRO

O ferro apresenta as seguintes transformações (Figura 1.1):

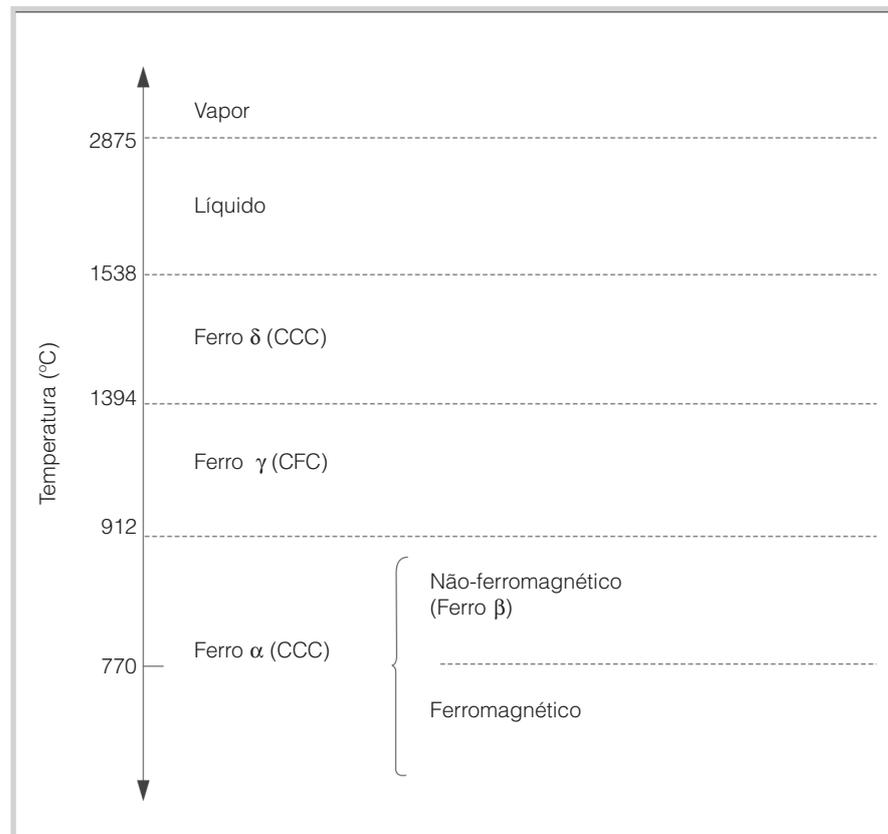


Figura 1.1 Mudanças de fase do ferro puro [1].

em que:

n = número de átomos inteiros dentro da célula

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

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

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

FE = 0,68 CCC

FE = 0,74 CFC

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

1.2 SOLUÇÕES SÓLIDAS DE FERRO

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

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

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

Tabela 1.1 Relações entre o raio do átomo intersticial (r) e o raio do átomo de matrizes (R) com estrutura cúbica [10].

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

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

1.5 PONTOS RELEVANTES DO DIAGRAMA FERRO-CEMENTITA

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

Linha A_1

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

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

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

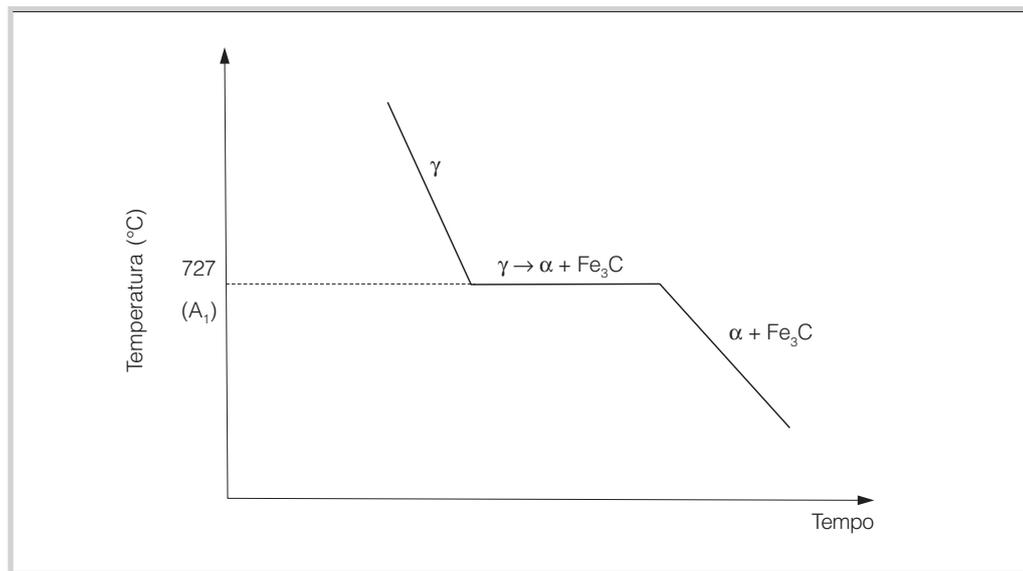


Figura 1.11 Cinética de formação da perlita (reação eutetóide).

Linha A_2

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

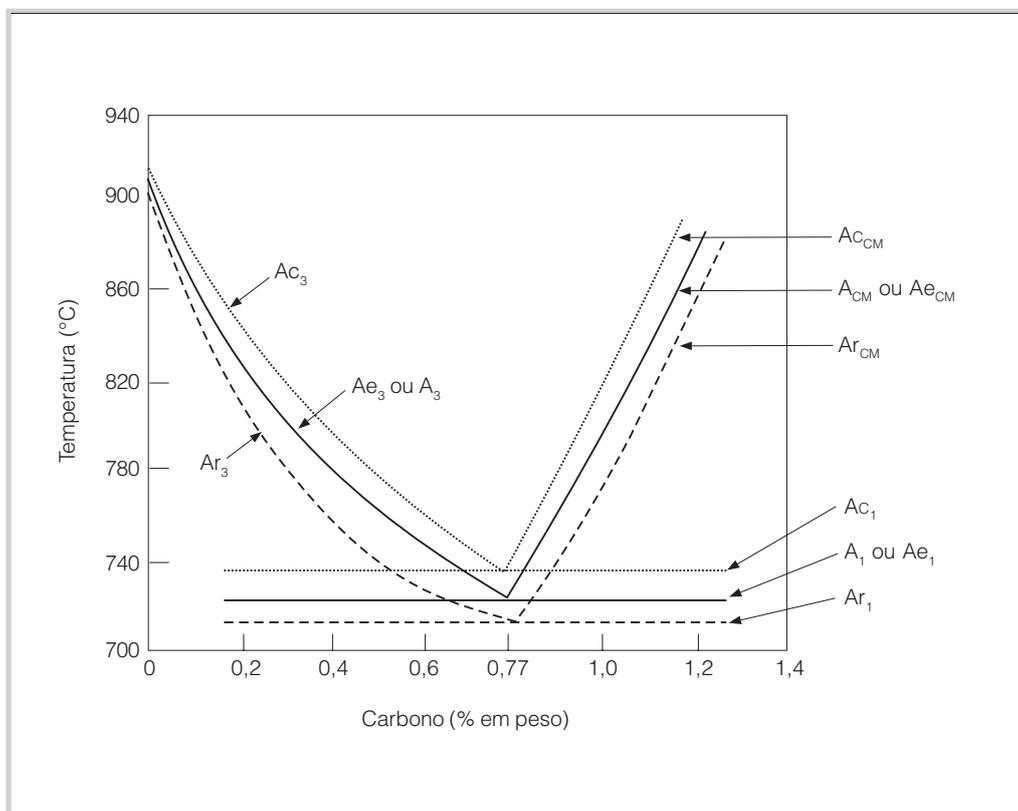


Figura 1.12 Influência do aquecimento e resfriamento nas linhas de transformação do diagrama Fe-C [17].

1.7 REAÇÕES INVARIANTES

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

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

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

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

1.8 OBSERVAÇÕES DA MICROESTRUTURA

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

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

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

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

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

1.9 DETERMINAÇÃO DA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DAS FASES

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

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

Por exemplo:

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

ou

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

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

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

$$C_0 \cong 0,3\% \text{ C}$$

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

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

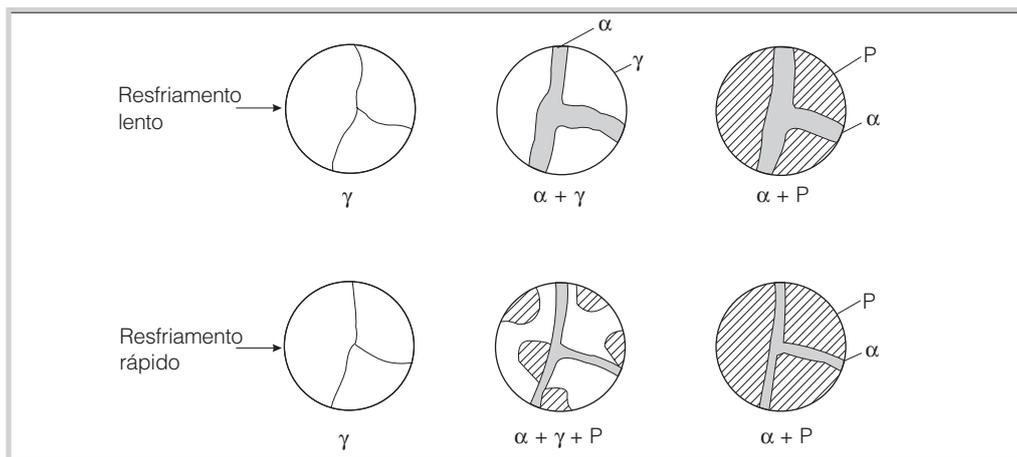


Figura 1.20 Redução da fração volumétrica da ferrita com o aumento da taxa de resfriamento (°C/min)

α = Ferrita
 γ = Austenita
 P = Perlita

Decomposição da austenita e curvas TTT

Um aço resfriado muito lentamente a partir do campo austenítico apresentará, à temperatura ambiente, uma ou mais das fases: ferrita, perlita e cementita, dependendo de seu teor de carbono. Porém, se o resfriamento do aço a partir da região austenítica for muito rápido (por exemplo, resfriando-se diretamente em água), aparecerão outros constituintes metaestáveis, como a bainita e a martensita, que não são previstos no diagrama de fases ferro-cementita.

Para se acompanhar a formação desses constituintes, utilizam-se curvas TTT (temperatura, tempo e transformação), as quais serão estudadas posteriormente. Antes de se passar à utilização dos diagramas TTT, entretanto, é necessário caracterizar melhor as fases que neles aparecem.

A transformação da austenita em outro constituinte pode ocorrer por difusão, cisalhamento ou uma mistura dos dois mecanismos [1], conforme pode ser observado na Figura 2.1.

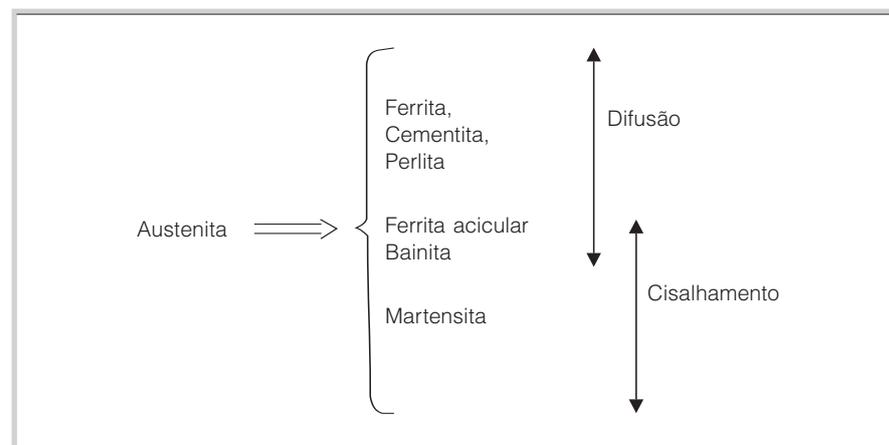


Figura 2.1 Mecanismos operantes na decomposição da austenita.

2.2 PERLITA

Se uma peça de composição Fe-0,77 C (eutetóide) for levada a uma temperatura maior que 727 °C, a estrutura austenítica (CFC) será estável, com os átomos de carbono nos interstícios octaédricos da estrutura, conforme observado no Capítulo 1. Se esta peça for resfriada lentamente e mantida a temperaturas inferiores a 727 °C, a estrutura austenítica não será mais estável, ocorrendo a reação eutetóide descrita no Capítulo 1. A reação eutetóide, em aços, produz uma microestrutura característica chamada “perlita”. A perlita não é uma fase, e sim uma mistura de duas fases, ferrita e cementita, que ocorrem sob a forma de lamelas paralelas. A ferrita tem estrutura CCC e, em comparação com a austenita, é menos compacta, apresentando interstícios tetraédricos menores e, conseqüentemente, tendo menor capacidade de dissolver carbono. O carbono, que é rejeitado pela formação da ferrita, dá origem à cementita. A cementita é uma fase rica em carbono, de composição Fe₃C.

Segundo Mehl [10], a perlita nucleia preferencialmente nos contornos de grão de austenita homogênea (composição uniforme). Porém, quando a austenita apresenta gradientes de concentração de carbono ou partículas dispersas, a nucleação da perlita ocorre também no interior do grão austenítico. Mehl [10] propôs um mecanismo para explicar o crescimento da perlita, baseado na nucleação de cementita a partir do contorno de grão austenítico (Figura 2.11).

À medida que essa partícula de cementita crescesse, ela diminuiria o teor de carbono das regiões vizinhas até ocorrer a formação de ferrita. Com o crescimento da ferrita, haveria segregação de carbono para a austenita, até ser atingido o nível de carbono da cementita, quando esta então nuclearia, e assim sucessivamente, com crescimento para frente (*edgeway growth*) e para os lados (*sideway growth*). Este processo de nucleação de uma fase no contorno de grão de uma matriz é conhecido como nucleação “simpatética” (*sympathetic nucleation*) [11].

Uma outra hipótese para explicar o crescimento da perlita foi proposta por Hillert [12]. No mecanismo proposto, o crescimento seria por ramificações da perlita (Figura 2.12). Hillert também observou que a perlita era nucleada tanto a partir da ferrita como da cementita, dependendo do teor de carbono do aço.

Posteriormente, Honeycombe [1] observou que o crescimento da perlita ocorria tanto por ramificações como por crescimento lateral, e que os nódulos perlíticos eram nucleados a partir da ferrita ou da cementita.

Em 1973, Dippenaar e Honeycombe [13] fizeram uma revisão sobre a nucleação da perlita e suas principais conclusões foram:

- a) Existiriam dois tipos distintos de relações de orientação entre a ferrita e a cementita nos nódulos de perlita:
 - Relações de Pitsch-Petch [14-16]
 - $[100]_c$ 2,6° a partir de $[13\bar{1}]_\alpha$
 - $[010]_c$ 2,6° a partir de $[113]_\alpha$
 - $(001)_c // (52\bar{1})_\alpha$
 - Relações de Bagaryatski [17]
 - $(100)_c // (0\bar{1}1)_\alpha$
 - $(010)_c // (1\bar{1}\bar{1})_\alpha$
 - $(001)_c // (211)_\alpha$

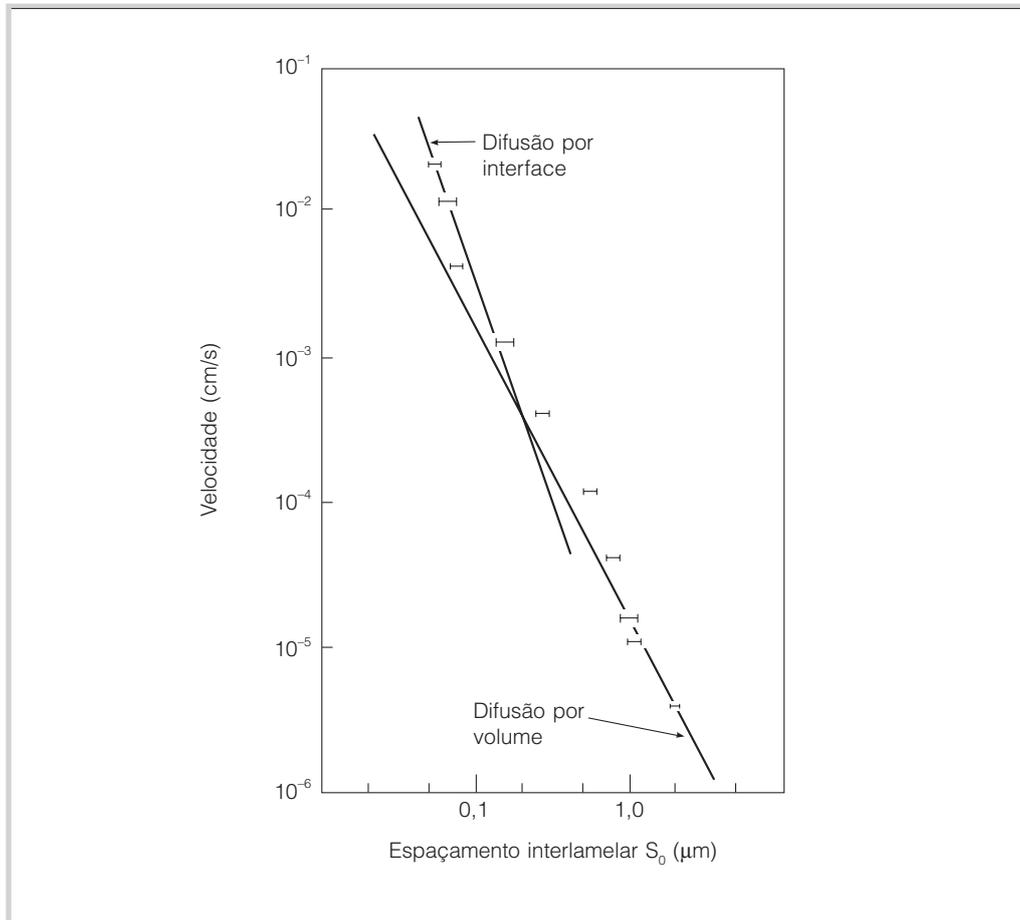


Figura 2.25 Variação do espaçamento interlamelar com a velocidade de crescimento da perlita obtido a partir de dados experimentais (—) e das leis teóricas de Zener (difusão volumétrica) e Turnbull (difusão interfacial) [27].

2.3 CURVAS ITT

A formação da ferrita e da perlita são processos difusionais, nos quais ocorrem nucleação e crescimento. Se resfriarmos bruscamente uma amostra de um aço eutetóide desde 1000 °C (região austenítica) até uma temperatura T_1 abaixo de 727 °C, haverá a formação da perlita. Obviamente, essa transformação não será instantânea, pois, como o processo é difusional, haverá um tempo de incubação para os átomos se rearranjarem e formarem os primeiros núcleos de perlita (região “a” da Figura 2.26). Após o aparecimento dos núcleos, estes começarão a crescer e a austenita vai se transformando em perlita rapidamente (região “b” da Figura 2.26). Finalmente, os nódulos de perlita tocam-se e esse impedimento físico faz que a transformação ocorra mais lentamente em sua forma final (região “c” da Figura 2.26).

Observando-se a curva ITT da Figura 2.26, nota-se que com o abaixamento da temperatura de transformação o tempo de incubação diminui, chegando a um valor mínimo no “nariz” da curva. A partir deste ponto, se a temperatura for abaixada, o tempo de incubação volta a aumentar. Isso ocorre devido a dois fatores com efeitos antagônicos na cinética de transformação. Com o abaixamento da temperatura, a partir de 727 °C, haverá um aumento da supersaturação ΔT ($727 - T_{transf.}$), que é a força motriz da decomposição da austenita, e a reação começará a ocorrer mais rapidamente. Porém, como o processo ocorre por difusão, ao se abaixar a temperatura da transformação, vai ficando mais difícil ocorrer a movimentação dos átomos para formar a nova fase, e o processo fica mais lento. De forma simplificada, pode-se dizer que entre a temperatura eutetóide (727 °C) e o nariz da curva (x), o efeito dominante é o de supersaturação; abaixo do “nariz” da curva, o efeito dominante é o da difusão.

Em um diagrama ITT completo de um aço eutetóide (Figura 2.27), observam-se constituintes não previstos pelo diagrama de fases Fe-Fe₃C, que são a bainita e a martensita. Estes constituintes serão analisados a seguir.

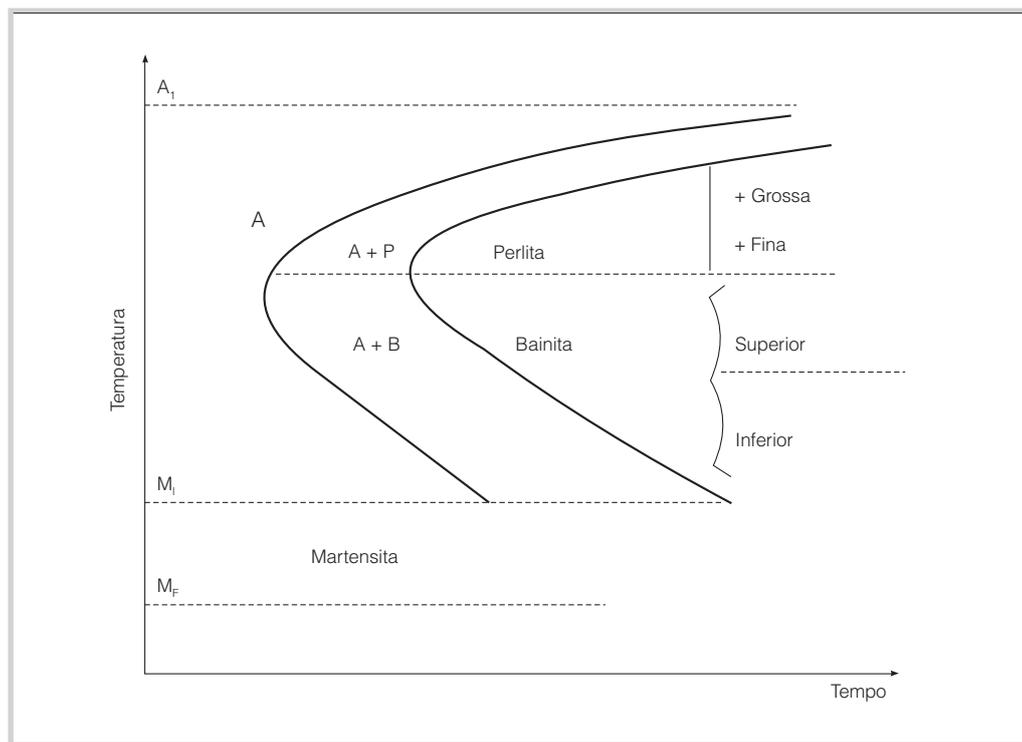


Figura 2.27 Representação esquemática da curva ITT de um aço eutetóide (C ≈ 0,8%).

2.4 BAINITA E FERRITA ACICULAR

Quando um aço carbono é resfriado rapidamente para temperaturas abaixo do nariz da curva ITT e mantido nessa temperatura, ocorre a formação de uma estrutura denominada

2.6 CONSTRUÇÃO DAS CURVAS TTT

Para se acompanhar a formação dos constituintes estudados, utilizam-se as curvas TTT (temperatura, tempo, transformação), as quais são subdivididas em:

- ITT (*Isothermal Time Transformation*): transformação isotérmica.
- CCT (*Continuous Cooling Transformation*): transformação por resfriamento contínuo ou TRC (Transformação em Resfriamento Contínuo).

Para se obter curvas TTT, utiliza-se, normalmente, o dilatômetro, um equipamento bastante sensível que mede a variação do comprimento da amostra provocada por mudança de temperatura ou por transformação de fase. As transformações de fase implicam a formação de novas fases, normalmente com densidades diferentes da fase original, e isto ocasiona “contração” ou “expansão” da amostra por diferenças estruturais, as quais são detectadas pelo dilatômetro. Como analogia, poderíamos citar a transformação da água, do estado líquido para sólido, com uma diminuição de densidade, ocasionando aumento significativo de volume. Obviamente, o dilatômetro só detecta transformações no estado sólido, ou seja, todas as fases envolvidas devem ser sólidas.

Na Figura 2.47, observa-se a representação esquemática de um dilatômetro. A amostra é aquecida por indução, com um termopar soldado nela para detectar as variações de temperaturas. Uma extremidade da amostra é fixa e a outra ligada a um extensômetro (*strain gage*), que detecta as variações em seu comprimento (ΔL). A amostra é furada para que o seu resfriamento por meio de jato de hélio ou de argônio possa ser o mais rápido possível, quando se deseja uma queda brusca de temperatura. Na Figura 2.48, observa-se um dilatômetro normalmente utilizado.

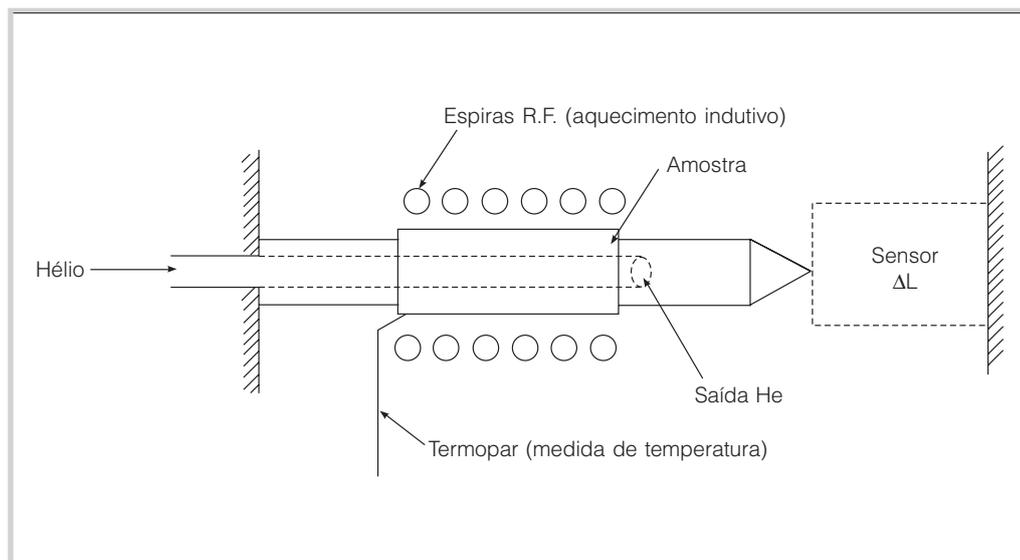


Figura 2.47 Representação esquemática do dilatômetro.

2.6.2 CURVAS CCT OU TRC

As transformações dos aços nos processos industriais ocorrem majoritariamente por resfriamento contínuo e não isotermicamente. Em vista disso, foram desenvolvidas as curvas CCT (*Continuous Cooling Transformation*) ou TRC (Transformação por Resfriamento Contínuo).

A construção das curvas CCT é feita no dilatômetro de maneira análoga à das curvas ITT. Austenitiza-se o aço e faz-se o resfriamento com uma taxa de resfriamento ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$) constante, observando-se as inclinações na curva do comprimento da amostra (ΔL). Para um aço eutetóide, quando a inclinação da curva $\Delta L = f(T)$ muda, é porque começa a ter uma transformação. Quando a inclinação volta a mudar, existe a indicação de que a transformação terminou (Figura 2.58).

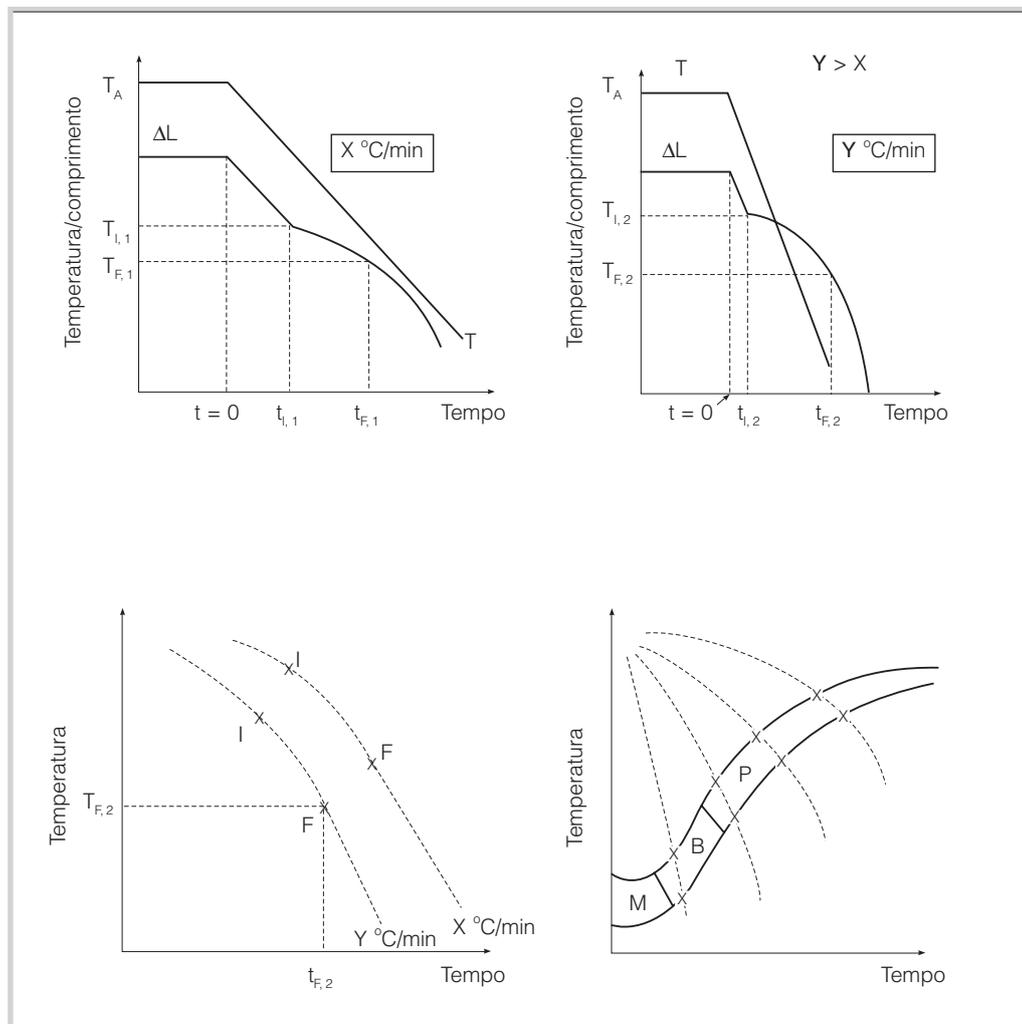


Figura 2.58 Levantamento da curva CCT de um aço eutetóide ($C \cong 0,8\%$).

Tratamentos térmicos

3.1 INTRODUÇÃO

Operações de aquecimento e resfriamento controlados, que visam a afetar as características de aços e ligas especiais, são denominadas tratamentos térmicos. Quando estas operações são conjugadas a etapas de conformação mecânica, são chamadas de tratamentos termomecânicos.

Aços e ligas especiais são submetidos a diversos tratamentos termomecânicos, com vistas à otimização de suas propriedades. Enquanto alguns tipos de tratamentos aplicam-se a uma ampla gama de aços e ligas, outros têm sua aplicação restrita a determinadas famílias de aços ou ligas. Neste capítulo, são apresentadas as principais características dos tratamentos térmicos de aplicação mais comum em aços e ligas especiais.

Os tratamentos térmicos dos aços e ligas especiais englobam uma das mais amplas faixas de temperaturas dentre os processos industriais, variando desde o tratamento subzero (temperaturas abaixo de 0 °C) para estabilização, até a austenitização de alguns tipos de aços rápidos a 1280 °C. Além disso, diversas taxas de resfriamento são empregadas, visando a permitir a obtenção da exata estrutura desejada. É claro que, para realização destes tratamentos, são necessários fornos e outros aparatos auxiliares. Tais equipamentos não serão analisados em detalhe, por estarem em constante evolução e sua escolha depender de outros aspectos, além dos interesses metalúrgicos; para a seleção destes equipamentos, estão mais capacitados os departamentos técnicos de empresas do ramo. Serão abordados aspectos de equipamentos apenas na medida em que sua seleção influencie na qualidade do tratamento térmico ou do produto final (aço tratado).

Os principais tratamentos térmicos abordados neste capítulo são:

- Recozimento
- Normalização
- Têmpera
- Revenimento

3.2.2 RECOZIMENTO SUBCRÍTICO

É aquele em que o aquecimento se dá a uma temperatura abaixo de A_1 . O recozimento subcrítico é usado para recuperar a ductilidade do aço trabalhado a frio (encruado). Quando se executam operações de deformação a frio, a dureza aumenta e a ductilidade diminui, podendo ocorrer ruptura entre as duas operações. Neste caso, há a necessidade de se executar um recozimento subcrítico antes de novas deformações. Normalmente, o aquecimento do aço carbono na faixa de 595 a 675 °C, seguido de resfriamento ao ar, é suficiente [2].

As principais transformações que ocorrem neste tratamento são a recuperação e a recristalização das fases encruadas [3]. É óbvio que, neste caso, não ocorrendo a formação da austenita, não há sentido em descrever-se o tratamento sobre a curva TTT.

Tratamentos de alívio de tensões são também aplicados quando se deseja reduzir tensões residuais em estruturas ou componentes após soldagem, fabricação, lixamento, dobramento, resfriamento brusco (têmpera) etc. O aumento de temperatura nestes tratamentos é suficiente para reduzir o limite de escoamento do material ou permitir sua deformação por fluência, de modo que as tensões residuais são aliviadas por meio de deformação plástica. No caso de soldas, o alívio de tensões pode ter também a função de reaver microestruturas de dureza excessiva e baixa ductilidade encontradas na Zona Afetada pelo Calor (ZAC), independentemente da existência de tensões residuais significantes.

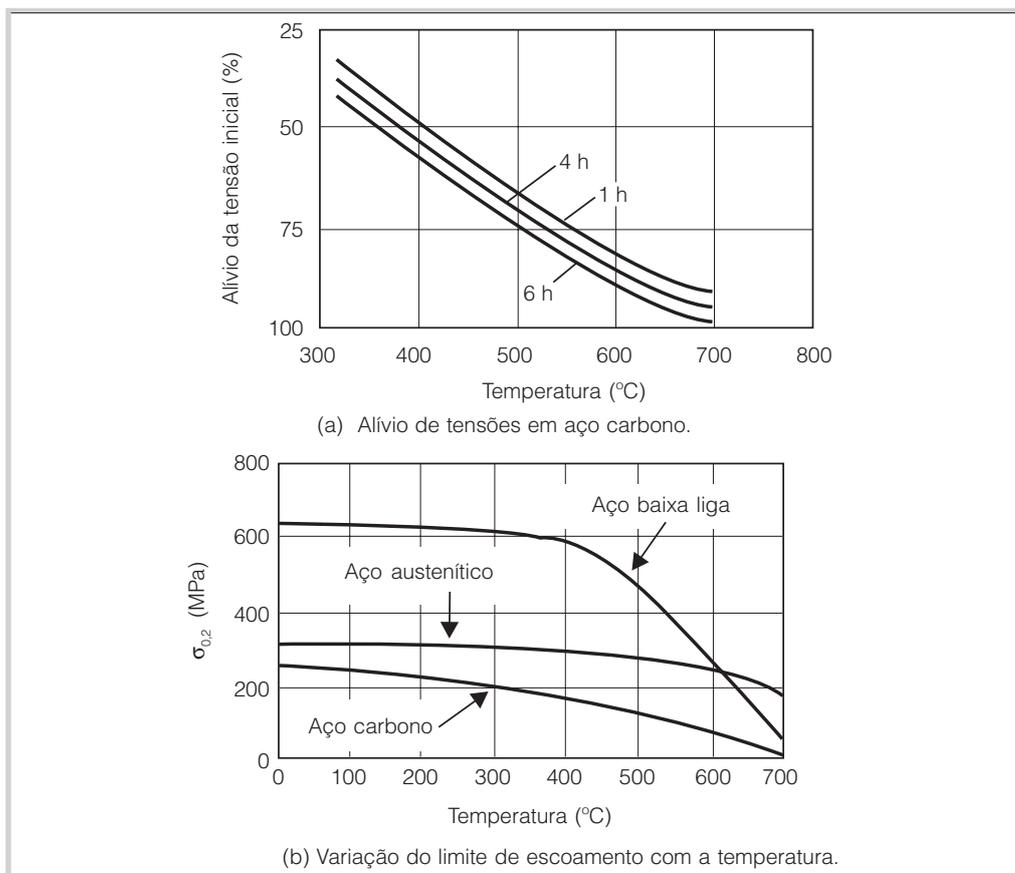


Figura 3.3 Efeito da temperatura nas propriedades dos aços durante o tratamento de alívio de tensões [2].

3.5 TÊMPERA

Uma das características mais importantes dos aços como materiais de construção mecânica é a possibilidade de desenvolver ótimas combinações de resistência e tenacidade (medida pela resistência ao impacto). A estrutura que classicamente permite tais combinações é a estrutura martensítica revenida.

A têmpera consiste em resfriar o aço, após austenitização, a uma velocidade suficientemente rápida para evitar as transformações perlíticas e bainíticas na peça em questão. Deste modo, obtém-se estrutura metaestável martensítica.

Como os diferentes aços apresentam curvas ITT distintas, a taxa mínima de resfriamento necessário (denominada velocidade crítica) para evitar as transformações perlítica e bainítica varia em uma faixa bastante larga. Na Figura 3.8, por exemplo, são apresentadas as curvas ITT de dois aços com diferentes características de transformações de fase. Enquanto no aço 4340 (Figura 3.8.b), as transformações perlítica e bainítica têm seu início retardado pela presença de elementos de liga, facilitando a têmpera, no aço 1050 (Figura 3.8.a), é mais difícil obter-se uma estrutura 100% martensítica, mesmo com resfriamento extremamente rápido, pois o “nariz” da curva ITT situa-se muito próximo ao eixo vertical.

Deve-se ainda observar que, aumentando-se o teor de carbono do aço, diminui-se a temperatura para início e fim da formação da martensita (Figura 3.9). Também a dureza martensítica aumenta com o teor de carbono (Figura 3.10). Em vista disso, os aços carbono para têmpera apresentam um teor de carbono maior que 0,3%, pois abaixo deste teor o efeito endurecedor provocado pela têmpera seria muito pequeno.

3.5.1 MEIOS DE TÊMPERA

Para o controle da taxa de resfriamento, utilizam-se diversos meios de têmpera, com diferentes capacidades de extração de calor (severidade). Os meios de têmpera mais comuns são: água (pura, com adição de sal ou com adição de polímeros), óleo e ar, embora outros meios gasosos possam ser empregados (nitrogênio, hélio, argônio, etc.).

A têmpera em meio líquido ocorre em três estágios à proporção que a peça esfria (Figura 3.11):

- A) Formação de filme contínuo de vapor sobre a peça. A taxa de resfriamento é baixa, pois o filme de vapor atua como isolante térmico. A adição de mais de 5% de KCl, LiCl, entre outros sais, pode suprimir este estágio. Este estágio não é observado quando o meio de resfriamento é não volátil como banho de sal fundido. A água apresenta um estágio de filme contínuo particularmente longo. Para aliviar este problema, pode-se agitar a peça durante o início da têmpera para romper o filme de vapor.
- B) Durante este estágio, o filme de vapor colapsa e a taxa de resfriamento aumenta, com nucleação de bolhas de vapor sobre a superfície da peça. Neste estágio, também é importante a agitação do meio de têmpera para se evitar a permanência de bolhas sobre os mesmos locais por tempos longos, causando pontos resfriados mais lentamente, chamados pontos moles.

3.6 TEMPERABILIDADE (*HARDENABILITY*)

O conceito de temperabilidade é associado à capacidade de endurecimento do aço durante o resfriamento rápido (têmpera), ou seja, sua capacidade de formar martensita a uma determinada profundidade em uma peça.

Os métodos utilizados para avaliar a temperabilidade são:

- Taxa de resfriamento crítico
- Ensaio Grossmann
- Ensaio Jominy

3.6.1 TAXA DE RESFRIAMENTO CRÍTICO

Corresponde à menor taxa de resfriamento que pode ser utilizada para que toda a estrutura obtida ainda seja martensítica. É um método simples e pode ser utilizado diretamente na curva CCT do aço (Figura 3.19). A dificuldade de se empregar este método é que na literatura a quantidade de curvas CCT encontradas é pequena, bem como o levantamento destas curvas requer equipamento sofisticado e caro (dilatômetro), além de pessoal bastante especializado.

Optou-se então, na prática, pelo desenvolvimento de outros ensaios mais simples, como o de Grossmann e o de Jominy. Na realidade, o ensaio de Grossmann foi idealizado em 1940, muito antes do aparecimento dos dilatômetros comerciais mais sofisticados.

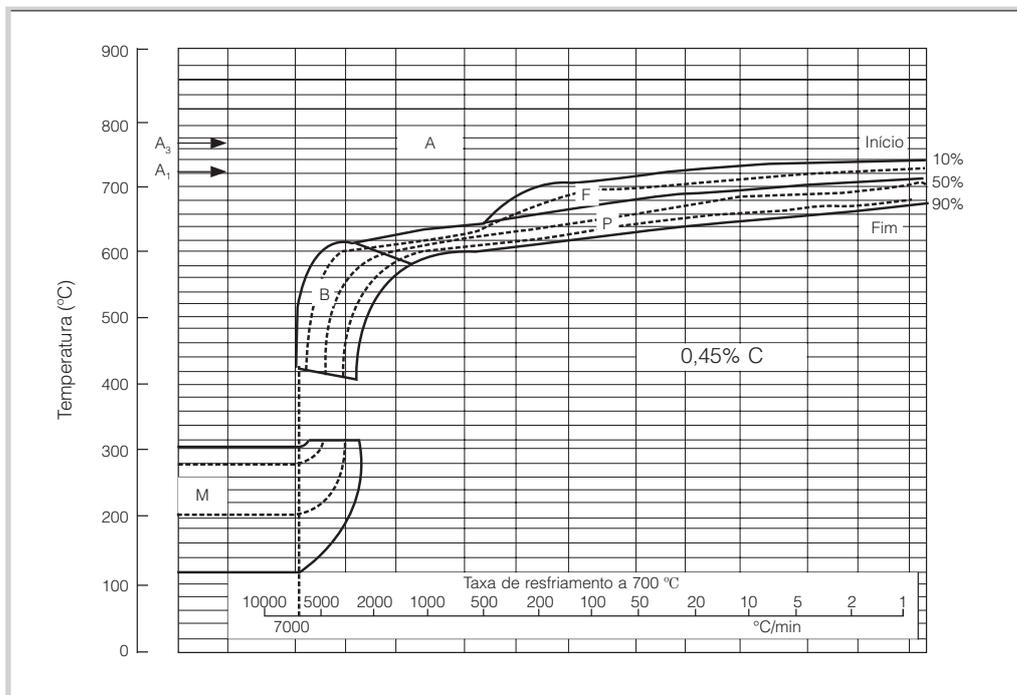


Figura 3.19 Diagrama de resfriamento contínuo do aço 1045. A taxa de resfriamento crítico para esse aço seria de 7000 °C/min ou 110 °C/segundo [10].

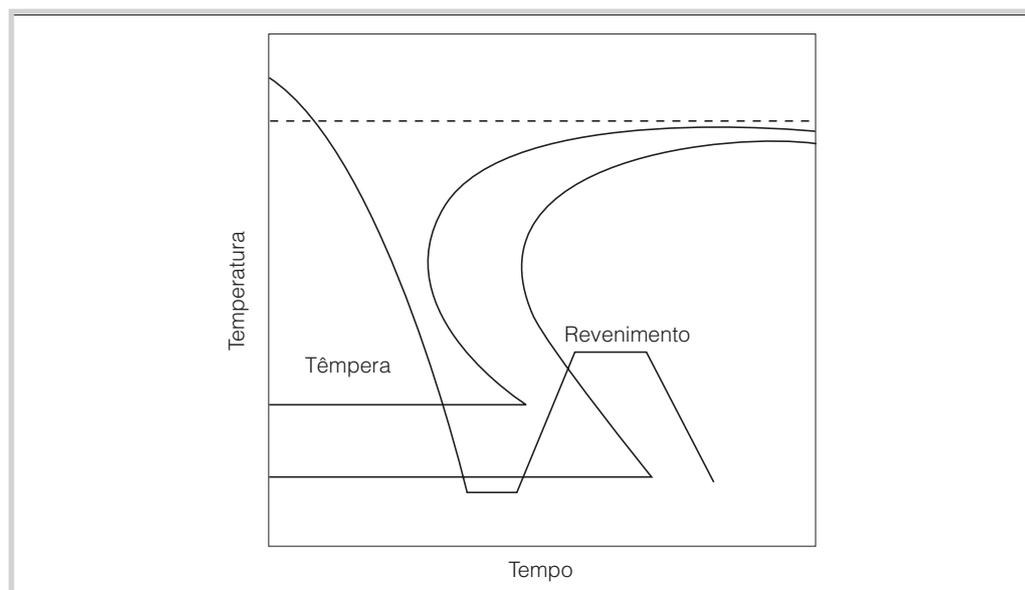
Tabela 3.6 Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas dos aços carbono [18].

| Aço (ABNT/AISI) | Diâmetro do grão austenítico (μm) | Limite de resistência (MPa) | Alongamento (%) | Redução de área (%) |
|-----------------|--|-----------------------------|-----------------|---------------------|
| 1020 | 20 | 580 | 30 | 65 |
| 1020 | 400 | 520 | 25 | 65 |
| 1040 | 20 | 700 | 20 | 50 |
| 1040 | 150 | 700 | 17 | 35 |
| 1080 | 30 | 1000 | 17 | 30 |
| 1080 | 300 | 1070 | 3 | 5 |

3.7 REVENIMENTO

A martensita como temperada é extremamente dura e frágil. Peças deixadas permanecer nesta condição de alto tensionamento interno correm grande risco de trincar, exceto quando apresentam teor de carbono extremamente baixo. No entanto, a baixa tenacidade torna estas estruturas sem emprego prático.

Para se atingir valores adequados de resistência mecânica e tenacidade, deve-se, logo após a têmpera, proceder ao revenimento. Este tratamento consiste em aquecer uniformemente até uma temperatura abaixo daquela de austenitização, mantendo o aço nesta temperatura por tempo suficiente para equalização de temperatura e obtenção das propriedades desejadas (Figura 3.34).

**Figura 3.34** Ciclo de têmpera + revenimento.

O outro objetivo da austêmpera é reduzir a perda por trincas e empenos, bem como melhorar a precisão dimensional.

O custo da austêmpera é aproximadamente o mesmo que o da têmpera + revenimento, e, em alguns casos, é até menor, quando, por exemplo, tratar-se de pequenas peças em produção automatizada. A grande desvantagem é que o processo, devido às duas características, é limitado a um grupo pequeno de aços: 1050 a 1095, 1350, 4063, 4150, 4365, 5140, 5160, 8750 e 50100, entre os mais comuns.

3.10 AUSTENITA RETIDA

Como visto anteriormente (item 3.7.3), a austenita “retida” após a têmpera pode se transformar em martensita, causando variação dimensional, visto que os dois constituintes têm densidades diferentes (a transformação da austenita em martensita, em um aço com 1% C na temperatura ambiente, provoca um aumento de volume de 4,3%).

Nestes casos, a eliminação da austenita retida pode ser feita por:

- a) Revenimento múltiplo. Já discutido anteriormente.
- b) Tratamento subzero [7]. Consiste em resfriar a peça para temperaturas menores que 0 °C, com nitrogênio líquido (≈ -196 °C) ou hélio líquido (≈ -268 °C), dentre outros meios. Com isso, a peça atinge temperaturas inferiores a M_F e ocorre a transformação da austenita em martensita.
- c) Encruamento. A deformação a frio facilita a transformação da austenita retida, porém ocasiona os mesmos problemas de variação das dimensões.

3.11 TÊMPERA SUPERFICIAL [22]

Têmpera superficial é um processo de têmpera convencional, só que aplicado apenas à região superficial da peça. É ideal para produzir peças com alta dureza superficial e, por consequência, com maior resistência ao desgaste, com um núcleo mais mole e dútil. É o caso de engrenagens, por exemplo, em que se deseja alta resistência ao desgaste na superfície para suportar o atrito de metais, e um núcleo dútil, para acomodar os impactos recebidos.

Para se promover um aquecimento rápido da superfície da peça, utiliza-se o aquecimento indutivo ou por chama.

3.11.1 AQUECIMENTO INDUTIVO [22]

Neste caso, o aquecimento na peça é provocado por indução eletromagnética, por meio de bobinas apropriadas. Nestas bobinas, circula uma corrente alternada, o que gera um campo eletromagnético à sua volta. Ao ser colocada uma peça neste campo, geram-se correntes parasitas. Estas correntes, ao circularem pela peça, provocam o aquecimento por efeito Joule. Dependendo da região a ser aquecida, utiliza-se um tipo de espira (Figura 3.44).

A profundidade temperada depende da frequência empregada. Quanto maior a frequência menor a região aquecida para a mesma densidade de potência empregada (Figura 3.45 e Tabela 3.9).

O tempo de aquecimento indutivo para peças pequenas é da ordem de 1 a 10 segundos. Este tempo deve ser o menor possível para não causar o superaquecimento, com posterior aparecimento de trincas.

Tratamentos termoquímicos

4.1 INTRODUÇÃO

Tratamentos termoquímicos são processos que visam à adição, por difusão, de elementos químicos (carbono, nitrogênio e boro, entre outros) na superfície do aço. Como a difusão desses elementos é feita com o aquecimento do aço entre 300 e 1200 °C, o tratamento é denominado termoquímico.

O objetivo, normalmente, é o de aumentar a dureza e a resistência ao desgaste da superfície, ao mesmo tempo em que o núcleo do material se mantém dútil, embora possa ser aplicado com outros propósitos, como o de aumentar a resistência à fadiga, à corrosão, à oxidação em altas temperaturas etc.

Os processos mais utilizados são:

- Cementação
- Nitretação
- Cianetação
- Carbonitretação
- Nitrocarbonetação
- Boretção
- Termorreação

Os fatores que influenciam no controle do processo são:

- a) Potencial do meio (sólido, líquido, gasoso ou plasma), em que a peça está imersa, de fornecer o elemento químico (carbono, nitrogênio, boro etc.).
- b) Capacidade da peça absorver este elemento químico. Isto está relacionado com a solubilidade e a difusão do elemento químico no aço.

Tabela 4.2 Valores da função-erro [5].

| Z | erf (Z) |
|------|---------|------|---------|------|---------|------|---------|
| 0,00 | 0,00000 | 0,26 | 0,2869 | 0,52 | 0,5379 | 0,78 | 0,7300 |
| 0,01 | 0,01128 | 0,27 | 0,2934 | 0,53 | 0,5465 | 0,79 | 0,7361 |
| 0,02 | 0,02256 | 0,28 | 0,3079 | 0,54 | 0,5549 | 0,80 | 0,7421 |
| 0,03 | 0,03384 | 0,29 | 0,3183 | 0,55 | 0,5633 | 0,81 | 0,7480 |
| 0,04 | 0,04511 | 0,30 | 0,3286 | 0,56 | 0,5716 | 0,82 | 0,7538 |
| 0,05 | 0,05637 | 0,31 | 0,3389 | 0,57 | 0,5798 | 0,83 | 0,7595 |
| 0,06 | 0,06762 | 0,32 | 0,3491 | 0,58 | 0,5879 | 0,84 | 0,7651 |
| 0,07 | 0,07886 | 0,33 | 0,3593 | 0,59 | 0,5959 | 0,85 | 0,7707 |
| 0,08 | 0,09008 | 0,34 | 0,3694 | 0,60 | 0,6039 | 0,86 | 0,7761 |
| 0,09 | 0,1013 | 0,35 | 0,9794 | 0,61 | 0,6117 | 0,87 | 0,7814 |
| 0,10 | 0,1125 | 0,36 | 0,3893 | 0,62 | 0,6194 | 0,88 | 0,7867 |
| 0,11 | 0,1236 | 0,37 | 0,3992 | 0,63 | 0,6270 | 0,89 | 0,7918 |
| 0,12 | 0,1348 | 0,38 | 0,4090 | 0,64 | 0,6346 | 0,90 | 0,7969 |
| 0,13 | 0,1459 | 0,39 | 0,4187 | 0,65 | 0,6420 | 0,91 | 0,8019 |
| 0,14 | 0,1569 | 0,40 | 0,4284 | 0,66 | 0,6494 | 0,92 | 0,8068 |
| 0,15 | 0,1680 | 0,41 | 0,4380 | 0,67 | 0,6566 | 0,93 | 0,8116 |
| 0,16 | 0,1790 | 0,42 | 0,4475 | 0,68 | 0,6638 | 0,94 | 0,8163 |
| 0,17 | 0,1900 | 0,43 | 0,4569 | 0,69 | 0,6708 | 0,95 | 0,8209 |
| 0,18 | 0,2009 | 0,44 | 0,4662 | 0,70 | 0,6778 | 0,96 | 0,8254 |
| 0,19 | 0,2118 | 0,45 | 0,4755 | 0,71 | 0,6847 | 0,97 | 0,8299 |
| 0,20 | 0,2227 | 0,46 | 0,4847 | 0,72 | 0,6914 | 0,98 | 0,8342 |
| 0,21 | 0,2335 | 0,47 | 0,4937 | 0,73 | 0,6981 | 0,99 | 0,8385 |
| 0,22 | 0,2443 | 0,48 | 0,5027 | 0,74 | 0,7047 | 1,00 | 0,8427 |
| 0,23 | 0,2550 | 0,49 | 0,5117 | 0,75 | 0,7112 | 1,10 | 0,8802 |
| 0,24 | 0,2657 | 0,50 | 0,5205 | 0,76 | 0,7175 | 1,20 | 0,9103 |
| 0,25 | 0,2763 | 0,51 | 0,5292 | 0,77 | 0,7238 | 1,50 | 0,9661 |

4.4 CEMENTAÇÃO [6, 7, 8]

Consiste na introdução de carbono na superfície do aço, de modo que este, depois de temperado, apresente uma superfície mais dura. Para se produzir uma combinação de uma superfície dura com núcleo tenaz, deve-se partir de um aço com baixo carbono ($C < 0,30\%$) e aquecê-lo, geralmente, entre 815 e 950 °C.

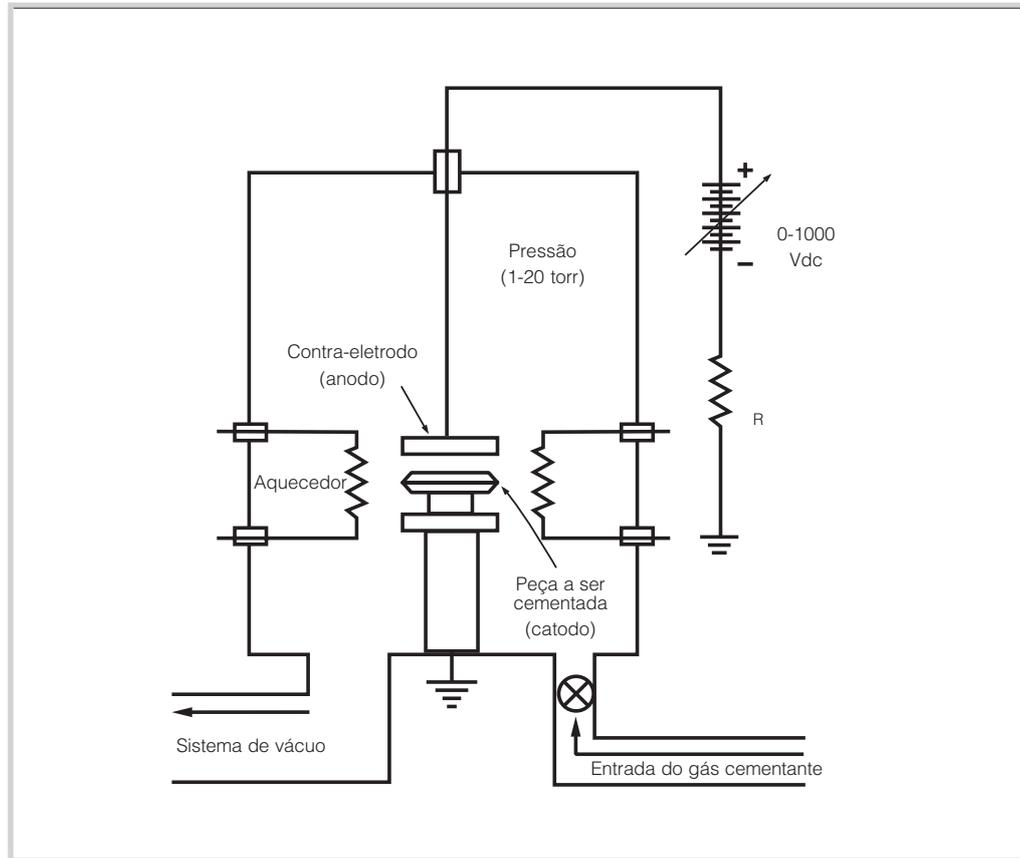


Figura 4.24 Esquema de um sistema de cementação iônica (ou a plasma) [8].

4.5 NITRETAÇÃO [6, 8]

Nitretação é o processo de introdução superficial de nitrogênio no aço, pelo aquecimento dele entre 500 e 570 °C, para formar uma camada dura de nitretos. Nesta faixa de temperatura, o aço encontra-se na condição ferrítica (Figura 4.25).

Por utilizar temperaturas menores que as da cementação, a nitretação produz menor distorção e tem menor tendência a causar trincas no material. Após a nitretação, não é necessária têmpera para produzir o endurecimento na camada nitretada.

As principais razões para se utilizar a nitretação são:

- Obter altíssima dureza superficial (em torno de 70 RC) e alta resistência ao desgaste.
- Melhorar a resistência à fadiga e à corrosão (exceto para aços inoxidáveis).
- Obter superfície resistente ao amolecimento por aquecimento até temperaturas próximas à de nitretação.

A Figura 4.39 apresenta os efeitos da temperatura e do tempo na profundidade da camada carbonitretada de aços carbono e baixa liga.

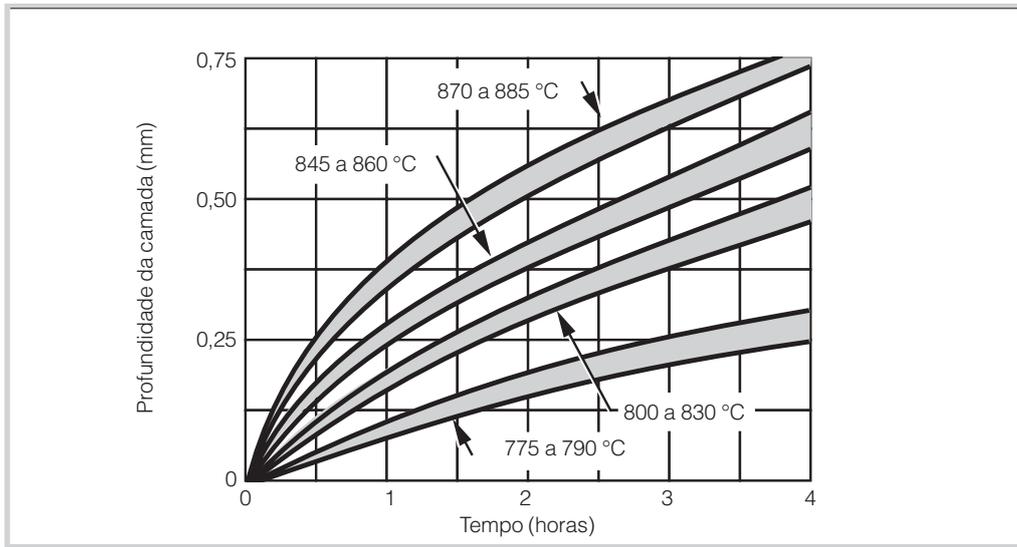


Figura 4.39 Efeito do tempo e da temperatura na profundidade da camada carbonitretada [6].

4.8 NITROCARBONETAÇÃO [8]

4.8.1 NITROCARBONETAÇÃO FERRÍTICA

Envolve a adição conjunta de carbono e nitrogênio, estando o aço no campo ferrítico. O objetivo principal deste tratamento é o de produzir uma região branca como na nitretação e melhorar a resistência ao desgaste. Ele tem sido aplicado com sucesso em aços carbono e ligados, inoxidáveis e ferros fundidos. Até 1970, o processo era feito com sal de cianeto fundido, mas posteriores desenvolvimentos tecnológicos levaram ao uso de sais não-tóxicos, de meios gasosos e, mais recentemente, de plasma.

Nitrocarbonetação a gás

A nitrocarbonetação é realizada em temperatura próxima de 570 °C por um período de uma a três horas. Após o tratamento, o aço é resfriado rapidamente em óleo para manter o nitrogênio em solução sólida e aumentar a resistência à fadiga.

A região branca possui uma série de nitretos, carbonetos e carbonitretos. Sua composição é função dos elementos de liga do material e da composição do meio usado para transferir nitrogênio e carbono (Figura 4.40). Uma experiência sobre a carbonitretação de ferro

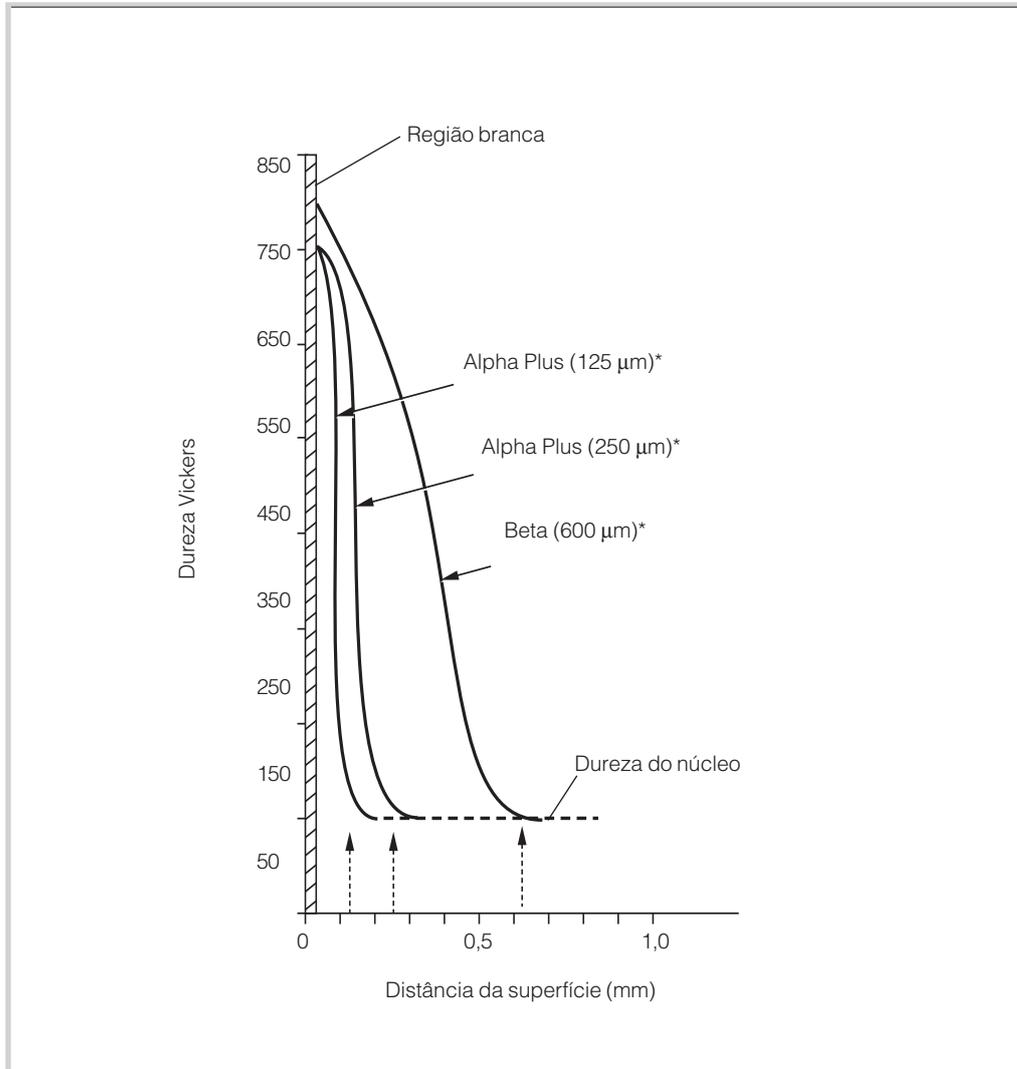


Figura 4.50 Perfil de dureza para três tratamentos de nitrocementação austenítica aplicados em aço carbono [8].

* O valor entre parênteses significa a profundidade da região austenítica.

4.9 BORETAÇÃO [8]

Consiste em se aquecer o aço entre 700 e 1000 °C por 1 a 12 horas em contato com um agente boretante, objetivando a formação de boretos de ferro (Fe_2B e FeB) na superfície do aço. O ideal é a formação de camada monofásica de Fe_2B , pois camadas bifásicas Fe_2B/FeB são mais susceptíveis à formação de trincas, devido às diferenças de propriedades destes boretos (Tabela 4.9). Estas trincas podem levar a um descascamento da camada boretada quando uma deformação mecânica é aplicada ou mesmo a uma separação total das camadas quando submetidas a choque térmico ou mecânico (Figura 4.51).

4.12 MICROESTRUTURAS OBTIDAS NOS TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS

Nas Figuras 4.61 e 4.62, são apresentadas microestruturas representativas de alguns dos tratamentos termoquímicos.



Figura 4.61 Engrenagem cementada. Nital. 4X.

Influência dos elementos de liga nos aços

Os efeitos dos elementos de liga nos aços e ligas especiais envolvem não apenas alterações nas fases ou constituintes presentes em equilíbrio, mas também na maneira e velocidade com que estas fases se formam. Naturalmente, a presença de elementos de liga pode, além disso, alterar as próprias características das fases presentes.

É evidente, portanto, que a análise do efeito dos elementos de liga nos aços é uma tarefa complexa. Neste capítulo, são apresentados, de forma sistematizada, conhecimentos básicos sobre os principais modos de ação dos elementos de liga. Sempre que possível, exemplos baseados em experiências simples, com teores controlados de um determinado elemento de liga, são apresentados, visando a favorecer a compreensão dos efeitos mais complexos.

5.1 ELEMENTOS ESTABILIZADORES DA AUSTENITA E DA FERRITA [1, 2]

Os elementos de liga dos aços podem ser classificados em dois tipos, de acordo com o diagrama de equilíbrio binário com o ferro: estabilizadores da austenita (tipo A) e estabilizadores da ferrita (tipo B). Um estabilizador da austenita, por exemplo, tende a aumentar a faixa de temperatura na qual a austenita é estável. Isso pode ser mais bem visualizado com a ajuda da Figura 5.1.

Tipo A₁ (ou campo austenítico aberto)

São elementos de liga que aumentam a faixa de temperatura para a austenita estável, pela diminuição da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e aumento da temperatura de transformação $\gamma \rightarrow \delta$. A este grupo pertencem importantes elementos de liga nos aços, como o níquel, o manganês e o cobalto. No caso de Ni e Mn, se adicionados em alta concentração, eliminam totalmente a ferrita, formando só austenita na temperatura ambiente (Figura 5.2).

Deve-se observar ainda que um mesmo elemento de liga pode se apresentar sob diversas formas no aço. O nióbio, por exemplo, poderá estar parcialmente: dissolvido na ferrita, na forma de carbonetos ou carbonitretos, e formando óxidos; tudo isso em uma mesma amostra de aço.

Tabela 5.1 Tendência geral de distribuição dos elementos de liga nos aços recozidos [4].
 ↑↑↑ – Forte ↑↑ – Média ↑ – Fraca

| Dissolvido na ferrita | Combinado na forma de carbonetos | Na forma de inclusões não metálicas | Na forma de compostos intermetálicos | No estado elementar |
|-----------------------|----------------------------------|---|--------------------------------------|---------------------|
| Ni (↑↑↑) | – | – | Ni ₃ Al | – |
| Si (↑↑↑) | – | SiO ₂ | – | – |
| Al (↑↑↑) | – | Al ₂ O ₃ , Al _x N _y | – | – |
| Zr (↑↑↑) | – | ZrO ₂ , Zr _x N _y | – | – |
| Cu (↑↑↑) | – | – | – | p/Cu>0,8% |
| P (↑↑↑) | – | – | – | – |
| Mn (↑↑↑) | Mn (↑) | MnS, MnO | – | – |
| Cr (↑↑) | Cr (↑) | Cr _x O _y | – | – |
| W (↑↑) | W (↑↑) | – | – | – |
| Mo (↑↑) | Mo (↑↑) | – | – | – |
| V (↑) | V (↑↑) | V _x O _y , V _x N _y | – | – |
| Ti (↑) | Ti (↑↑) | Ti _x O _y , Ti _x N _y | – | – |
| Nb (↑) | Nb (↑↑↑) | Nb _x O _y , Nb _x N _y | – | – |

5.3 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA FORMAÇÃO DA FERRITA

Os elementos de liga dissolvidos na austenita podem atrasar tanto a nucleação como o crescimento da ferrita.

5.3.1 NUCLEAÇÃO

Os elementos de liga poderiam atrasar a nucleação da ferrita por [5]:

- Formação de um filme fino de precipitados de M_xC_yN_z (família dos nitretos, carbonetos e carbonitretos de um metal M), os quais recobririam o grão austenítico [6]. Esses precipitados seriam, no início, coerentes com a austenita, dificultando a nucleação da ferrita. Com o passar do tempo, esses precipitados cresceriam ou

Durante a transformação isotérmica, a ferrita também pode ser endurecida pela precipitação de carbonetos. Na Figura 5.14, observa-se o aumento da dureza provocada pela precipitação do NbC na ferrita obtida isotermicamente a 600 e 700 °C. Aumentando-se temperatura do tratamento, o coalescimento do NbC é acelerado e a dureza cai. Também quanto maior o tempo em uma determinada temperatura, maiores são o crescimento e o coalescimento das partículas de NbC com conseqüente diminuição da dureza.

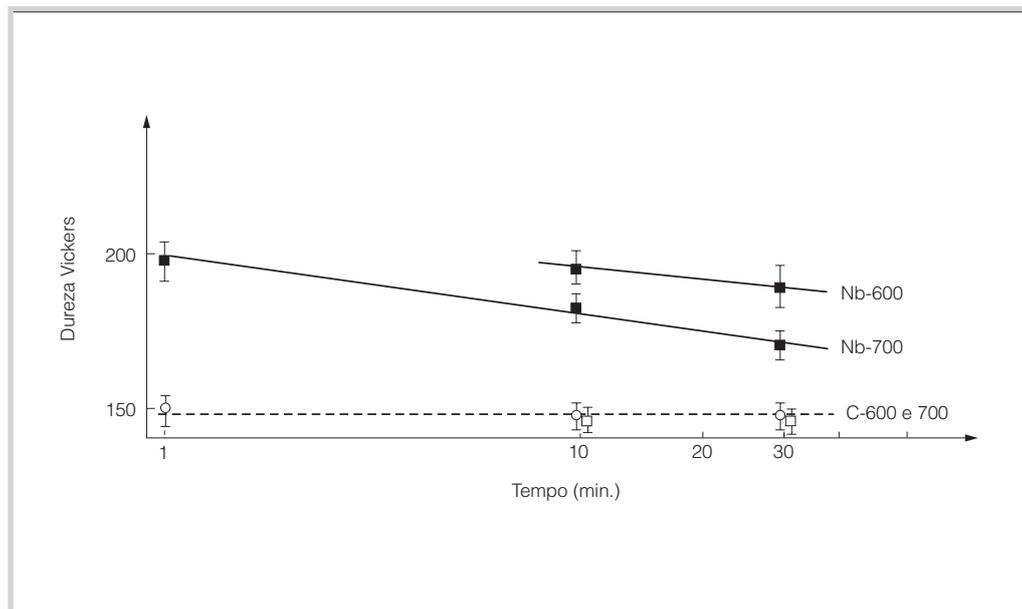


Figura 5.14 Dureza da ferrita obtida isotermicamente a 600 e 700 °C em aço 0,20% C com e sem adição de 0,03% Nb. As amostras foram austenitizadas a 1200 °C por duas horas [30].

5.4 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NA FORMAÇÃO DA PERLITA

Os elementos de liga dissolvidos na austenita podem atrasar tanto a nucleação como o crescimento da perlita, pelos mesmos motivos já discutidos sobre a ferrita.

Na Figura 5.15, observa-se que no aço 0,8% C, austenitizado a 900 °C, praticamente não houve atraso na formação da perlita provocado pelo nióbio. Isto porque a 900 °C apenas 3% do nióbio é solubilizado e 97% do nióbio continua na forma de NbC (vide Figura 5.12). Porém, aumentando-se a temperatura para 1350 °C, consegue-se solubilizar todo o nióbio neste aço, e o tempo para iniciar a transformação perlítica é aumentado em dez vezes. O maior tempo para formação da perlita em aços sem nióbio, quando a temperatura de austenitização passa de 900 para 1350 °C é devido ao crescimento do grão austenítico. O atraso na formação da perlita e ferrita aumenta a temperabilidade dos aços, o que é evidenciado na Figura 5.16. Na Figura 5.17, observa-se o efeito relativo dos elementos de liga sobre a temperabilidade dos aços.

5.6 EFEITO DAS INCLUSÕES NÃO-METÁLICAS [4]

Inclusões são inevitáveis em aços elaborados por processos convencionais. Propriedades associadas à fratura dútil (ductilidade, tenacidade etc.) assim como resistência à fadiga e à corrosão são influenciadas por inclusões não-metálicas. O controle da forma, quantidade e distribuição destas inclusões é fundamental para a qualidade do aço (vide Capítulos 8 e 10).

Como a grande maioria das inclusões não-metálicas no aço é constituída de óxidos e sulfetos, o controle do oxigênio e do enxofre do aço é essencial no controle das inclusões.

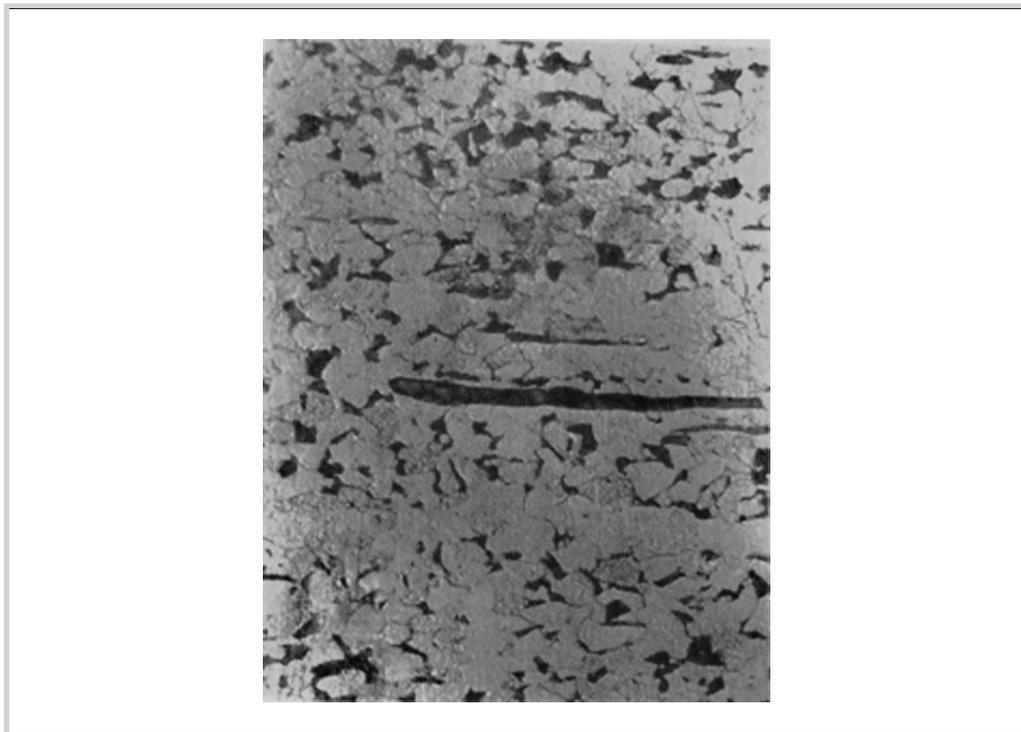


Figura 5.75 Inclusão alongada de sulfeto de manganês em um aço baixo carbono. Nital. 250X.

5.7 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NOS COMPOSTOS INTERMETÁLICOS

Nos aços de baixa liga, não existe, praticamente, a formação de compostos intermetálicos. Em superligas à base de níquel, formam-se intermetálicos do tipo Ni_3X , em que $X = Ti, Al, Ti + Al$. Compostos intermetálicos são muito importantes em aços maraging e PH (*Precipitation Hardening* – Endurecidos por Precipitação), os quais contribuem diretamente para o aumento da resistência, como no caso das superligas.

Em aços inoxidáveis, uma das fases intermetálicas importantes é a fase sigma (σ), cuja presença na temperatura ambiente tem influência catastrófica nas propriedades mecânicas. Esta fase pode precipitar em contornos de grãos austeníticos de ligas ferro-cromo, de alto teor de cromo, causando sua fragilidade. Em aços com ferrita e austenita, a fase σ nucleia na interface α/γ . Elementos como molibdênio e titânio aceleram a formação desta fase.

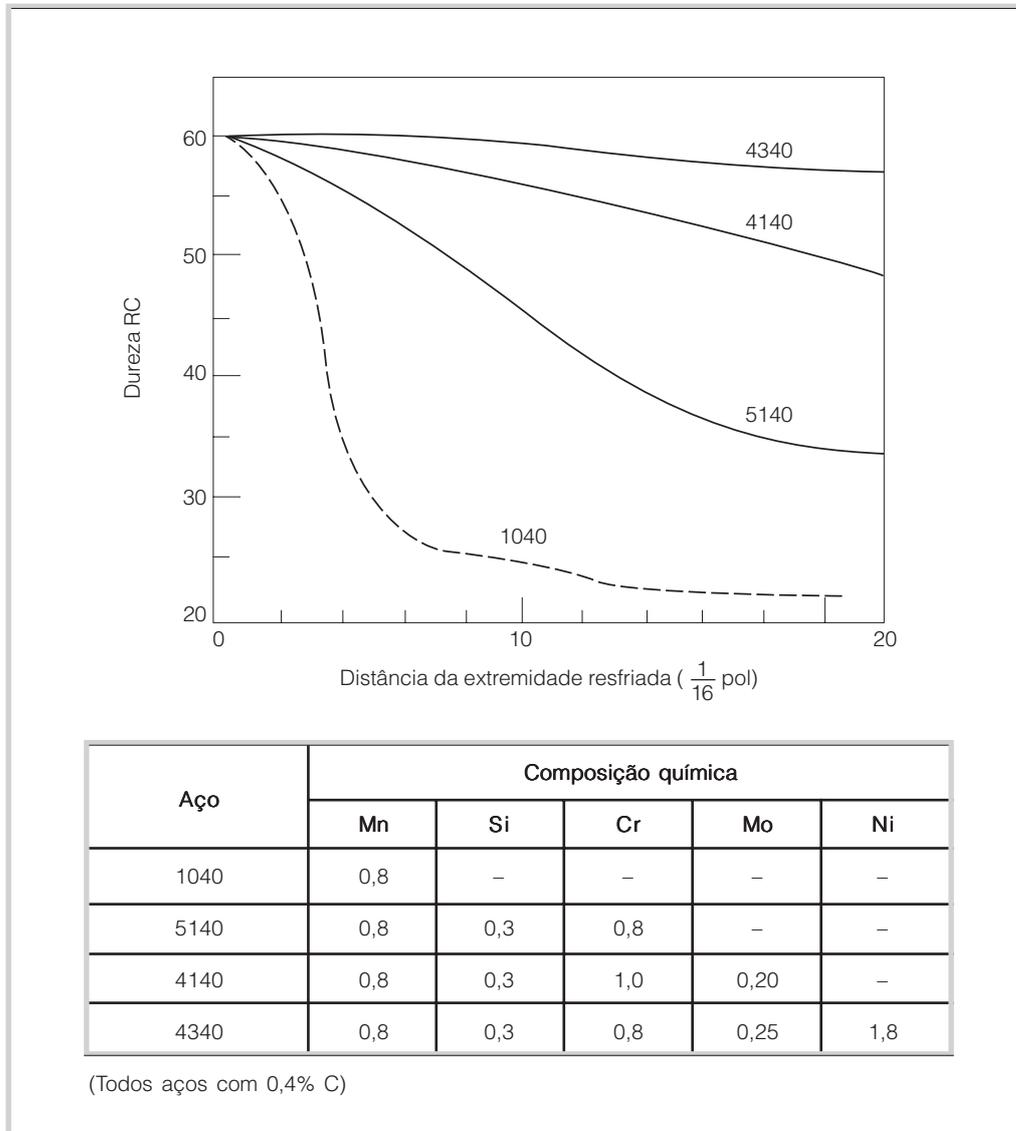


Figura 5.86 Dureza máxima obtida no ensaio Jominy para aços 0,4% C com e sem adição de elementos de liga [67].

5.11 EFEITO DOS ELEMENTOS DE LIGA NO REVENIMENTO

5.11.1 FORMAÇÃO DOS CARBONETOS DE FERRO [2]

Embora ainda não se conheçam todas as alterações que os elementos de liga provocam no revenimento, alguns fatos já foram observados:

5.12 EFEITOS DOS ELEMENTOS DE LIGA NA FORMAÇÃO DA BAINITA

5.12.1 TEMPERATURA DE INÍCIO DA FORMAÇÃO BAINÍTICA (B_i)

A temperatura de início da formação bainítica (B_i) é reduzida pela adição de elementos de liga, segundo a equação empírica [2]:

$$B_i (^\circ\text{C}) = 830 - 270 (\% \text{ C}) - 90 (\% \text{ Mn}) - 37 (\% \text{ Ni}) - 70 (\% \text{ Cr}) - 83 (\% \text{ Mo}) \quad (5-i)$$

% = Porcentagem em peso

Como visto anteriormente, os elementos de liga atrasam a formação da ferrita e da perlita. Também como estes mesmos elementos abaixam a temperatura de início da formação bainítica, o resultado é que as “bacias” de ferrita + perlita e a de bainita são mais separadas nos aços ligados (vide item 2.4, Capítulo 2). Um dos elementos mais efetivos em separar a reação bainítica é o boro, mesmo em pequenas adições (0,002%). Com isso, pode-se obter aços totalmente bainíticos, mesmo em resfriamento contínuo. A vantagem destes aços é que aliam uma boa resistência mecânica à ductilidade sem a necessidade de se empregar tratamentos térmicos posteriores. Essa característica é importante em peças que serão soldadas, pois haverá formação de bainita e não de martensita na Zona Afetada pelo Calor (ZAC).

5.12.2 AÇOS BAINÍTICOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Recentemente, Gorni e Mei [68–71] apresentaram um estudo sobre o desenvolvimento de aços bainíticos com limite de resistência entre 700 e 800 MPa para substituir aços de alta resistência temperados e revenidos com médio teor de liga, como o HY-80 (Tabela 5.6).

Tabela 5.6 Composição e propriedades mecânicas típicas de chapas grossas do aço HY-80 [71].

| Propriedades | | | | |
|----------------|----------|----------|-----------------------|--------------------------------|
| Espessura (mm) | LE (MPa) | LR (MPa) | Alongamento total (%) | Energia absorvida a -18 °C (J) |
| 9,5 | 644 | 762 | 32 | – |
| 50 | 616 | 731 | 25 | 214 |

| Composição química do aço (% em peso) | | | | | | | | | | |
|---------------------------------------|------|------|-------|-------|------|------|------|-------|-------|-----------------|
| C | Mn | Si | P | S | Ni | Cr | Mo | Cu | Al | C _{eq} |
| 0,15 | 0,26 | 0,23 | 0,014 | 0,003 | 2,65 | 1,55 | 0,38 | 0,010 | 0,050 | 0,756 |

Classificação e seleção de aços

Os Capítulos 6 e 7 tratam da classificação e da seleção de aços e ligas especiais.

Alguns aspectos comuns da classificação, da seleção e da especificação de materiais em geral são tratados a seguir, antes de se analisar a classificação e seleção dos aços em particular.

6.1 CLASSIFICAÇÃO E ESPECIFICAÇÃO DE MATERIAIS

A importância de especificações bem elaboradas para produtos industriais não pode ser subestimada. Especificações corretas conduzem à economia por parte dos produtores e dos compradores, prazos mais curtos de entrega e, principalmente, melhor entendimento entre produtor e cliente. Uma especificação bem elaborada deve deixar claro o que se espera e o que se aceita do produto. Por este motivo, muito esforço é dedicado por diversas entidades, privadas ou não, tanto nacionalmente como internacionalmente, no sentido de padronizar as especificações de produtos industriais, especialmente os materiais.

Aços e ligas especiais têm sido classificados de diferentes maneiras. São métodos usuais de classificação:

- Classificação baseada em características do aço ou liga. Exemplo: propriedades mecânicas, composição química etc.
- Classificação baseada no emprego do aço ou liga. Exemplo: aços para ferramentas, para construção mecânica etc.

Estas classificações não são excludentes, e um dos problemas que é encontrado, ao tentar compreendê-las e aplicá-las, decorre da freqüente superposição entre as classificações. Dois aspectos importantes devem ser ressaltados: Em primeiro lugar, tais classificações não constituem critérios definitivos e imutáveis e são estabelecidas visando a ajudar o processo de seleção. Aços classificados como “para ferramentas”, por exemplo, podem ser a melhor solução em determinadas aplicações em peças de equipamentos mecânicos. Em segundo lugar, determinados aços podem estar incluídos, simultaneamente, em mais de uma classificação, em especial quando os critérios de classificação são diferentes:

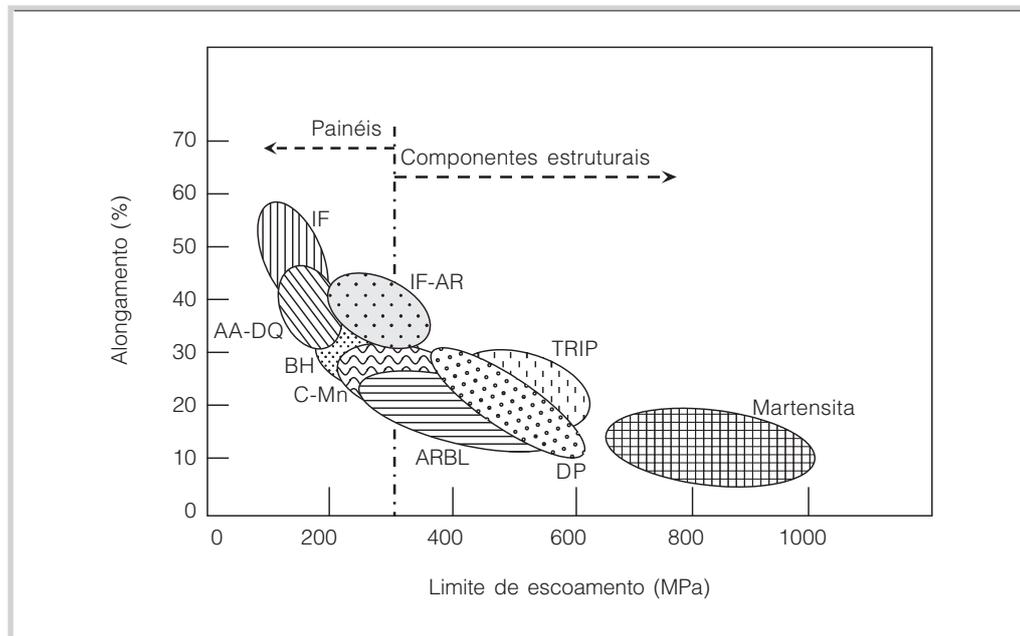


Figura 6.5 Faixas de propriedades típicas dos modernos aços planos de alta resistência. A nomenclatura faz referência, em geral, ao mecanismo de aumento da resistência.

6.5 AÇOS ESTRUTURAIS PARA CALDEIRAS, VASOS DE PRESSÃO E TUBULAÇÕES

Por aços estruturais entendem-se, basicamente, vergalhões para reforço de concreto, barras (normalmente em aplicações estáticas), bem como chapas e perfis para aplicações estruturais.

Uma grande parte dos aços empregados para a fabricação de equipamentos industriais, tais como caldeiras, vasos de pressão e tubulações, é equivalente aos aços estruturais, especialmente para aplicações a temperaturas inferiores a 350 °C, quando a fluência não é uma propriedade determinante na seleção. Por este motivo, é conveniente discutir aqui a seleção destes materiais.

Para estruturas e aplicações de maior responsabilidade, aços de alta resistência e baixa liga vêm sendo extensivamente desenvolvidos nas últimas décadas, como será discutido a seguir. Além disso, existem aplicações especiais que requerem aços de baixa ou média liga, como aços para reatores nucleares, vasos de alta pressão, mísseis, submarinos etc. Naturalmente, a discussão detalhada da seleção de materiais para tais aplicações especiais foge ao objetivo deste texto, e é encontrada em publicações especializadas.

Nesta classe, está o consumo maciço de aços e a relação resistência/preço é, normalmente, fator decisivo na seleção.

Em geral, são produtos laminados, em função das grandes quantidades produzidas, mas podem ser obtidos também sob a forma de forjados e fundidos, aproveitando as vantagens da produção de formas próximas à da peça acabada (*near net shape*). No passado, aplicavam-se aços efervescentes e semi-acalmados para os produtos com requisitos menos exigentes em

6.6 VERGALHÕES PARA CONCRETO

Os vergalhões para concreto armado são especificados segundo a norma NBR 7480, sendo designados CA xx, em que os dois algarismos indicados por xx representam o limite de escoamento mínimo em kgf/mm^2 (exemplo: CA-25, CA-50 etc.).

Pertencem a duas classes: A – laminados a quente e B – encruados (laminados a frio ou torcidos). É importante notar que, enquanto os vergalhões da classe A podem ser soldados sem apresentar enfraquecimento, os aços encruados podem recristalizar e sofrer transformações, durante a soldagem, o que reduziria seu limite de escoamento.

Para concreto protendido, a NBR 7482 designa os aços CP-xxx, em que os algarismos indicados por xxx indicam o limite de ruptura em kgf/mm^2 , havendo três classes:

A – laminado a quente, B – encruado e C – temperado. Novamente, deve-se observar os possíveis efeitos negativos da soldagem nas classes B e C.

É sempre recomendável, entretanto, quando se deseja soldar vergalhões, avaliar a composição química do material, para verificar sua soldabilidade ou obter a garantia de soldabilidade do fabricante.

6.7 CHAPAS E PERFIS ESTRUTURAIS

Chapas e perfis são, em geral, fornecidos pelas grandes siderúrgicas ou fabricados (no caso de perfis dobrados ou soldados) a partir de materiais desta procedência. Perfis são especificados de acordo com as normas NBR 7007 (aços para perfis laminados), NBR 6109 (cantoneiras de abas iguais) e NBR 6352 (cantoneiras de abas desiguais), entre outras. No caso de perfis e chapas laminados, as grandes siderúrgicas os fornecem em diversas resistências. É importante ter-se em mente que a formabilidade (para conformação a frio) é uma propriedade que merece cuidados especiais. Sempre que se desejar aço estrutural para posteriores dobramentos, é conveniente contactar o fornecedor, verificando especialmente a adequação do material à operação desejada. Deve-se especificar também o sentido do dobramento – longitudinal ou transversal – uma vez que a anisotropia destes materiais é bastante elevada, em decorrência do próprio processo de produção. Testes devem ser realizados, em caso de dúvida, quanto à adequação do material.

No caso de perfis fabricados (soldados ou dobrados), é necessário certificar-se da capacidade do fornecedor de produzir soldas com o nível de qualidade desejado, seus métodos de inspeção etc. Novamente, neste caso, é necessário que o projetista mantenha alerta o seu bom senso. Em aplicações de pouca importância, em que o custo é o fator dominante, não há sentido em se exigir inspeção das soldas, por exemplo.

6.8 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)

A classificação de aços como de Alta Resistência e Baixa liga é bastante genérica e, freqüentemente, conduz a mal-entendidos.

Há uma superposição natural entre o conceito de aços ARBL e classificações baseadas no emprego, isto é, aços ARBL são empregados como aços estruturais, aços para indústria automobilística, aços para tubulações, vasos de pressão etc.

O complexo balanço entre estas várias propriedades e o desejo crescente de aproveitá-las ao máximo, assim como a variedade de modos de atingi-las (do ponto de vista metalúrgico), recomendam que cada aplicação crítica seja discutida antecipadamente com o fabricante do aço, que deve poder aconselhar sobre as melhores condições de emprego e processamento de cada aço.

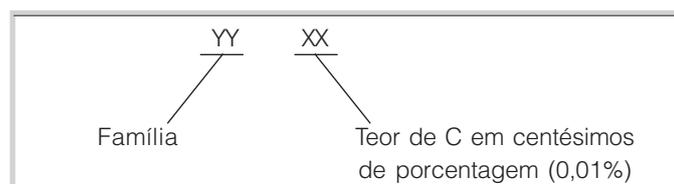
A conveniência de testes preliminares de qualificação/homologação deve ser aqui ressaltada, especialmente quando se consideram propriedades relativamente subjetivas, como soldabilidade e/ou formabilidade.

6.9 AÇOS PARA A CONSTRUÇÃO MECÂNICA

Enquanto aços estruturais são normalmente fornecidos para atender a requisitos mecânicos (com alguns limites de composição química especificados com vistas à soldabilidade, por exemplo), aços para construção mecânica são usualmente fornecidos para atender faixas de composição química, uma vez que, normalmente, são tratados termicamente para obter as propriedades finais após o processamento pelo comprador. A principal característica visada, ao se definir a composição química, é a temperabilidade.

6.9.1 O SISTEMA DE CLASSIFICAÇÃO ABNT PARA AÇOS CONSTRUÇÃO MECÂNICA

O sistema de classificação de aços empregado pela ABNT (NBR NM 87) é basicamente o mesmo usado pelo AISI (*American Iron and Steel Institute*) e pela SAE (*Society of Automotive Engineers*: SAE J404). Nestes sistemas, os aços são divididos em grupos principais e, dentro destes grupos, em famílias de características semelhantes (Tabela 6.3 e Tabela 6.4). Estas famílias são designadas por conjuntos de algarismos, em geral quatro, da seguinte forma:



Assim, um aço 4340, é um aço da família 43, isto é, com 1,8% Ni, 0,80% Cr, 0,25% Mo e com 40 centésimos de porcentagem de C, isto é, 0,40% C.

Além dos algarismos, são empregadas letras na classificação, principalmente “H”, após os algarismos, que indica temperabilidade assegurada e “B” entre os dois grupos de dois algarismos que indica a presença de boro, para aumento da temperabilidade. Por exemplo, um aço 8620H é um aço com resposta ao tratamento térmico mais consistente que o 8620, e suas propriedades situam-se na parte superior da faixa de dureza do 8620. Do mesmo modo, o aço 10B46 é essencialmente um aço 1046 (aço carbono com 0,46% C), ao qual se adiciona um mínimo de 5 ppm de boro, que melhora a temperabilidade.

Nos casos dos aços inoxidáveis e aços ferramenta, os algarismos finais não representam o teor de carbono (ver Capítulo 7). Há aços que são comercialmente mais comuns, como: 8620, 8640, 4140, 4340, 1045, 3310, 9315, 52100, 304, 410, 420. É claro que, ao se projetar

Capítulo 7

Aços ferramenta, inoxidáveis e ligas especiais

7.1 AÇOS PARA FERRAMENTAS

7.1.1 INTRODUÇÃO

Aços para ferramentas constituem uma das bases do desenvolvimento dos processos industriais. Com a Revolução Industrial e sua evolução ao longo do século XIX, acelerou-se a busca por ferramentas que pudessem ser utilizadas por períodos mais longos com solicitações mais severas e com melhor desempenho. Naturalmente, as características e a qualidade do material empregado na confecção de uma ferramenta definem, em grande parte, o seu desempenho. Iniciou-se, portanto, uma busca acelerada de materiais para ferramentas. Como as relações entre solicitações, características e desempenho em uma ferramenta são extremamente complexas, o desenvolvimento de materiais e aços para ferramentas foi completamente empírico até o final da primeira metade do século XX. Exemplos típicos são o desenvolvimento dos aços rápidos, por Taylor, em 1900 e o desenvolvimento da série de aços D, para trabalho a frio, inicialmente concebidos como uma evolução dos aços para trabalho a quente.

Presentemente, a grande evolução do conhecimento da inter-relação entre características e desempenho dos aços para ferramentas permite que seu desenvolvimento, seleção e produção se façam de forma bastante científica. Em especial, a compreensão da importância do processamento como fator limitante do desempenho levou ao desenvolvimento e a aplicação de técnicas de elaboração e produção como refusão sob vácuo (VAR), refusão e sob escória (ESR) e metalurgia do pó, que permitem alargar os limites de desempenho destes aços.

7.1.2 CLASSIFICAÇÃO

Uma definição exata de aço ferramenta, satisfatória tanto para o usuário como para o produtor, é praticamente impossível. Enquanto, para o leigo, qual-

7.1.10 REVESTIMENTOS

As demandas crescentes sobre aços para ferramenta fizeram que, nas últimas décadas, o uso de revestimentos de alta dureza passassem a ser empregados sobre aços ferramenta em algumas das aplicações mais rigorosas. As composições à base de TiC e TiN demonstraram ter excelente potencial para aumento da resistência ao desgaste e à oxidação. A dureza do nitreto de titânio é de 2000 HV e pode chegar até a 3200 HV por meio da modificação com Al, formando (Ti, Al)N. Estes compostos são extremamente estáveis (o ponto de fusão do TiN é de cerca de 2800 °C), de modo que os revestimentos são inertes quimicamente e resistem muito bem à oxidação. Além das propriedades do material do revestimento em si, os processos e composições empregados para o revestimento devem ser compatíveis com os aços e seus tratamentos térmicos. Assim, por exemplo, os processos de CVD (*Chemical Vapor Deposition*), para depositar TiC ou TiN, são realizados a temperaturas elevadas, que afetam a microestrutura do substrato (aço ferramenta). É necessário realizar novo tratamento térmico, em forno a vácuo, após o processo de deposição por CVD, com os riscos inerentes a esta operação sobre uma ferramenta pronta. Este fato deve ser considerado na seleção da técnica de revestimento. PVD (*Physical Vapor Deposition*) tem sido um dos processos preferidos para a deposição. A Tabela 7.16 apresenta alguns exemplos de aplicação em aços ferramenta.

Tabela 7.16 Alguns exemplos de aplicação de revestimento em aço ferramenta [21]

| Aço (substrato) | Aplicação |
|----------------------------|----------------------------------|
| Aço rápido M2 | Ferramentas de corte e brocas |
| Aço para trabalho a quente | Matriz para extrusão de alumínio |
| Aço D2 | Matriz para conformação a frio |

Na conformação a frio (estampagem e embutimento) dos novos aços de alta resistência para a indústria automobilística discutidos no Capítulo 6, por exemplo, o uso revestimento tem se mostrado essencial para a obtenção das vidas desejadas pela indústria [7]. Na extrusão a quente de alumínio, o desgaste de matrizes de aço H13 é reduzido significativamente pelo uso de revestimento. Também na injeção de plástico reforçado por fibras, o uso de aço D2 revestido por TiN levou a uma redução significativa do desgaste da ferramenta.

7.2 AÇOS INOXIDÁVEIS

7.2.1 INTRODUÇÃO

Adições de cromo aumentam a resistência à oxidação e à corrosão do aço. Aços com teores de cromo superiores a 12% têm grande resistência à oxidação e são comumente designados como aços inoxidáveis. Estes aços são de grande interesse para a engenharia, em

Em casos extremos de temperatura, principalmente, superligas à base de níquel, como Nimonic 80 (VAT 80 A) ou Inconel 751 (VAT 751), discutidas no item 7.5, podem ser a melhor solução. Em algumas aplicações, especialmente em válvulas de admissão, válvulas “compostas” podem ser usadas. Assim, a haste da válvula pode ser produzida em aço para construção mecânica (principalmente AISI 1541, 1547, 4140 ou 8645 – Capítulo 6) e soldada a uma cabeça de aço resistente à corrosão. Assim, uma haste martensítica, com boa resistência à fadiga e ao desgaste, pode ser soldada a uma cabeça austenítica, com melhores características para resistir a temperaturas elevadas e à corrosão.

O emprego de revestimentos nas superfícies de contato do assento das válvulas ajuda a reduzir o desgaste nessas regiões. Normalmente, utiliza-se deposição de revestimentos com ligas à base de cobalto.

7.3 AÇOS MARAGING

7.3.1 INTRODUÇÃO

Em contraste com a maioria dos aços analisados no Capítulo 6, aços *maraging* são aços endurecidos por uma reação que não envolve o carbono, como no caso dos aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (item 7.2.7).

Esses aços são endurecidos pela precipitação de compostos intermetálicos (durante um tratamento de envelhecimento) em uma matriz martensítica de baixo carbono.

O nome *maraging* deriva de “MARTensite + AGE hardening”. Estes aços são projetados para atingir limites de escoamento na faixa de 1400 a 2400 MPa.

Do ponto de vista da aplicação, a característica mais importante dos aços *maraging* é atingir elevadíssimas propriedades de resistência com tenacidade à fratura notável, bastante superior à dos aços de Ultra-Alta Resistência (Capítulo 6), como mostra a Figura 7.36.

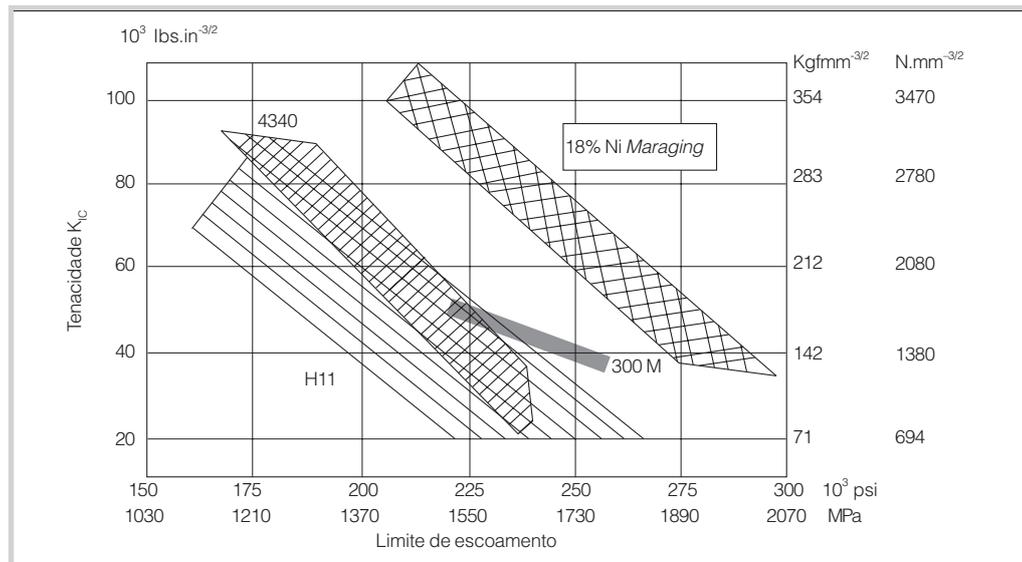


Figura 7.36 Tenacidade a fratura para diversos aços estruturais em função do limite de escoamento [54].

- Reprodutibilidade do coeficiente de variação da resistividade com a temperatura
- Resistência à oxidação no ambiente do forno
- Resistência à contaminação

Naturalmente, a baixa expansão térmica e o alto módulo de elasticidade são características importantes destas ligas, pois permitem minimizar a ocorrência de fadiga térmica.

Para aplicações a temperaturas mais elevadas (1100 a 1300 °C) quando a resistência à oxidação é especialmente importante, adições de alumínio, além do cromo, podem ser especialmente úteis para a formação de uma camada protetora de óxido. Ligas Fe-Cr-Al (como CrAl 1 e 2) são recomendadas para resistências elétricas aplicadas nestas temperaturas.

A consideração da atmosfera do forno, bem como da presença de contaminantes, é fundamental para a correta seleção de ligas para aquecimento. Condições oxidantes, por exemplo, são mais favoráveis para ligas que dependem da formação de camada de óxido (Cr, Al) para passivar, enquanto pequenas porcentagens de enxofre na atmosfera podem comprometer, em muito, a vida de resistências à base de níquel.

Para aplicações em ambientes corrosivos e altas temperaturas, diferentes ligas Ni-Cr e outras ligas mais complexas foram desenvolvidas.

Ligas desenvolvidas pela *International Nickel Co.* incluem as ligas chamadas Inconel 6xx e 7xx. O prefixo 6 indica ligas não endurecíveis por precipitação e o prefixo 7, ligas que endurecem por precipitação. Ligas Nimonic (marca registrada de *Henry Wiggin & Co.*), Rene (desenvolvidas pela *General Electric Co.*), Udimet (*Special Metals Inc.*) e MARM (de *Martin Metals Division de Martin Marietta Co.*) são ligas frequentemente classificadas como superligas e que serão discutidas no item a seguir.

7.5 SUPERLIGAS

7.5.1 INTRODUÇÃO

Superligas são ligas à base de ferro, níquel ou cobalto, contendo cromo para resistência à oxidação e corrosão, bem como outros elementos para resistência mecânica em temperatura elevada. Tradicionalmente, são consideradas as ligas para emprego a temperaturas superiores a aproximadamente 540 °C [58].

Para uso acima de 600 °C, normalmente, três grupos de materiais são considerados [58]:

- Aços austeníticos para alta temperatura
- Superligas endurecidas por solução sólida
- Superligas endurecidas por precipitação

Para aplicações estruturais, o limite atual da tecnologia de superligas é de aproximadamente 950 °C enquanto, para aplicações sem solicitações mecânicas, temperaturas de até 1200 °C podem ser aceitas em alguns casos. Para aplicações acima destes limites, outros materiais são normalmente considerados, como cerâmicas, compostos intermetálicos (Ni₃Al, por exemplo) e metais e ligas refratárias.

Grande parte do desenvolvimento das superligas pode ser creditada às necessidades decorrentes do desenvolvimento de turbinas a gás. É particularmente interessante observar

Superligas à base de cobalto

Em função da instabilidade à alta temperatura da fase γ' em ligas de cobalto, ligas endurecidas pela precipitação desta fase, à semelhança das ligas à base de Fe-Ni ou de níquel, não são empregadas [58].

Os principais mecanismos de resistências nestas ligas são o endurecimento por solução sólida e a precipitação de carbonetos.

Ligas de cobalto para aplicações a temperaturas elevadas foram extensivamente empregadas nas primeiras turbinas a jato desenvolvidas durante a Segunda Guerra Mundial.

Com o advento da fusão sob vácuo (ver Capítulo 9), superligas à base de níquel endurecidas por precipitados de elementos de liga altamente reativos (alumínio, titânio) foram desenvolvidas. Tais ligas superaram em muito as ligas de cobalto até então empregadas e praticamente interromperam o desenvolvimento destas ligas para turbinas.

Uma vez que as superligas à base de cobalto têm boa soldabilidade (o que facilita reparos) e, em função dos elevados teores de cromo adicionado, apresentam boa resistência à corrosão em temperatura elevada, ainda encontram ampla aplicação em turbinas em partes estacionárias a temperaturas acima de 980 °C.

Em função da má distribuição geográfica das reservas mundiais de cobalto, este metal é considerado estratégico. A década de 1970 assistiu a consideráveis esforços, principalmente nos EUA, de substituição de cobalto e suas ligas por outros metais em função deste aspecto.

Uma limitação adicional no emprego de ligas de cobalto na indústria aeronáutica diz respeito à sua elevada densidade, especialmente quando propriedades específicas (por unidade de peso) são consideradas (ver item 7.6).

Outras aplicações importantes de ligas de cobalto são em peças para fornos de tratamento térmico (como também as superligas à base de níquel e Fe-Ni) e ligas com elevada resistência ao desgaste, como Stellites (Stellite 4, 6 e Stellite F).

Ligas para resistência ao desgaste são utilizadas como fundidos, forjados e, frequentemente, depositadas por soldagem ou plasma.

7.6 TITÂNIO E SUAS LIGAS

7.6.1 INTRODUÇÃO

O titânio é particularmente valorizado por sua densidade, 4,51 g/cm³, ou seja, 60% da densidade do aço, metade da do cobre e apenas 1,7 vezes maior que a do alumínio, combinada com boa resistência mecânica e resistência à corrosão. Titânio puro pode alcançar resistência à tração de até 740 MPa e uma liga contendo alumínio, vanádio e estanho, até 1200 MPa. A excelente relação resistência/peso das ligas de titânio, combinada à sua rigidez e suas propriedades mecânicas a alta temperatura são fatores importantes que conduziram, a partir da década de 1950, à sua ampla (e crescente) aplicação na indústria aeroespacial, apesar dos custos relativamente elevados para sua obtenção. As ligas de titânio são empregadas em uma larga gama de aplicações estruturais em aviões – desde pequenos parafusos, pesando algumas gramas, até truques de trens de pouso e longarinas de asas, pesando até uma tonelada. O titânio entra em combustão, entretanto, e isto limita algumas das aplicações em partes mais quentes de turbinas a gás. Atualmente, é amplamente empregado nos estágios iniciais de compressão de turbinas aeronáuticas.

Além disso, a resistência à corrosão em determinados meios especialmente corrosivos (ácido sulfúrico e cloro, por exemplo), bem como suas propriedades a temperaturas subzero

7.8 METAIS REFRAATÓRIOS E SUAS LIGAS

Os metais dos grupos VB e VIB da tabela periódica são, normalmente, considerados metais refratários, em função de seus elevados pontos de fusão (Tabela 7.38).

Entre estes, os mais importantes são nióbio e tântalo (grupo VB) e molibdênio e tungstênio (grupo VIB).

Durante muitos anos, as aplicações destes metais e suas ligas limitaram-se a filamentos de lâmpadas e outras resistências elétricas para temperaturas elevadas, grades de válvulas eletrônicas e contatos elétricos [56].

Tabela 7.38 Características de alguns metais para aplicação à temperatura elevada [68].

| Metal | Densidade (g/cm ³) | Ponto de fusão (°C) | Grupo da tabela periódica |
|-------|--------------------------------|---------------------|---------------------------|
| Ni | 8,9 | 1.453 | VIII B |
| Co | 8,85 | 1.495 | VIII B |
| V | 6,1 | 1.900 | V B |
| Cr | 7,19 | 1.875 | VI B |
| Nb | 8,57 | 2.468 | V B |
| Mo | 10,22 | 2.610 | VI B |
| Ta | 16,6 | 2.996 | V B |
| W | 19,3 | 3.410 | VI B |

Atualmente, importantes aplicações para metais refratários e suas ligas têm sido encontradas nas indústrias nuclear, aeroespacial e na produção de componentes eletrônicos.

Além das características inerentes à aplicação, a capacidade de ser fabricado é decisiva na seleção de um material refratário. Neste ponto, nióbio e tântalo têm sensível vantagem sobre os elementos do grupo VIB. A elevada solubilidade dos intersticiais C, N, O e H nestes metais é uma das causas importantes da sua boa ductilidade em temperatura ambiente. O nióbio metálico, por exemplo, pode sofrer 90% de redução a frio antes de ser necessário um tratamento térmico para a recuperação da ductilidade [72]. Como o molibdênio e o tungstênio têm baixa solubilidade destes intersticiais, cuidados adicionais são requeridos em seu refino e fabricação [68].

7.8.1 NIÓBIO E TÂNTALO

Nióbio e tântalo ocorrem associados em diversos minerais na natureza. O nióbio (ou columbio) foi descoberto em 1801 e o tântalo, em 1802 [73]. Suas propriedades químicas são tão semelhantes que, naquela época, sua separação e caracterização apresentavam sérias dificuldades.

Processos de elaboração de aços

8.1 INTRODUÇÃO

A metalurgia extrativa do ferro apresenta um dos roteiros menos intuitivos sob aspectos termodinâmicos e de composição química e, ao mesmo tempo, um dos mais bem estabelecidos e desenvolvidos entre todos os metais. O desafio de produzir da ordem de 1000 Mt/ano (produção mundial em 2004) de aços contendo pelo menos cinco elementos controlados em níveis de precisão de até dezenas de ppm (partes por milhão em peso), a custos razoáveis e a temperaturas nas quais os revestimentos dos equipamentos terminam por participar dos processos, faz que esta seja, possivelmente, uma das indústrias químicas mais avançadas atualmente [1].

Entre as diversas matérias-primas necessárias à produção de ferro e aço, a mais importante é o minério de ferro, tanto em quantidade, quanto em custo.

O ferro ocorre, na natureza, sob diversas formas de minerais. Entretanto, apenas alguns destes têm valor comercial como fontes de ferro. Entre estes, os minerais formados por óxidos de ferro representam a grande maioria das fontes de ferro para a indústria siderúrgica. São eles [2]:

- Magnetita (Fe_3O_4) – Corresponde a aproximadamente 72% Fe/28% O em peso, de coloração cinza-escura a preta e densidade $5,16\text{g/cm}^3$. É altamente magnética, permitindo sua separação fácil de resíduos indesejáveis do minério (ganga). A magnetita é minerada principalmente na Suécia e na Rússia e tem a vantagem da facilidade de concentração decorrente de suas propriedades magnéticas.
- Hematita (Fe_2O_3) – Corresponde à composição aproximada de 70% Fe/30% O em peso: sua coloração varia de cinzenta a avermelhada, tendo densidade de $5,26\text{g/cm}^3$. É o minério de maior emprego na siderurgia, sendo o Brasil um dos maiores produtores mundiais.

Em muitas jazidas, há certa proporção de material friável, que se desagrega facilmente, produzindo finos que não podem ser usados diretamente no alto-forno ou nos processos de redução. Também na moagem e classificação da hematita ocorre a formação de finos. A existência destes finos levou ao desenvolvimento dos

Eliminação do enxofre

O enxofre entra no alto-forno principalmente por meio do coque – este é o principal problema do emprego do carvão brasileiro na produção de coque metalúrgico: seu alto teor de enxofre. A eliminação do enxofre requer o uso de escórias básicas (alta relação CaO/SiO_2), com alta razão de distribuição do enxofre (% S na escória/% S no metal, em equilíbrio), uma vez que o processo ocorre durante o gotejamento do ferro líquido pela escória. Para escórias com 45-55% de SiO_2 , 4% de Al_2O_3 , a razão de distribuição é de 20-40, e para escórias de alta basicidade, pode atingir 60-80. Se as matérias-primas carregadas contêm alto teor de enxofre, o gusa produzido pode ter até 0,2% deste elemento. Em geral, o alto-forno não é otimizado para obter remoção do enxofre. Assim, tratamento posterior do gusa e/ou dessulfuração na aciaria tornam-se necessários.

Vazado o metal do alto-forno, este é transportado, líquido, em carros-torpedo, para a aciaria na própria usina (ver item 8.4). Nas usinas não-integradas, é fundido em “pães”, pequenos lingotes, para posterior utilização por fundições ou aciarias externas.

É interessante observar que o alto-forno é um processo contínuo. Problemas diversos surgem na partida e nas paradas deste equipamento, que podem requerer semanas e devem ser evitadas ao máximo, razão pela qual muita ênfase é colocada na melhoria dos revestimentos (refratários ou mais recentemente, placas de cobre refrigerado, chamadas “staves”) dos altos-fornos e na correta operação destes equipamentos para se obter o máximo de produtividade.

8.3 PROCESSOS DE REDUÇÃO DIRETA

Processos de redução direta são aqueles em que ferro metálico é produzido, por meio da remoção do oxigênio a ele associado no óxido, a temperaturas inferiores ao ponto de fusão dos materiais empregados. O produto da redução é uma massa porosa, com o formato aproximado da fonte de ferro carregada no equipamento, e é chamado de ferro-esponja. Os processos de redução direta têm se beneficiado também da carbonetação do ferro produzido, formando uma fração de Fe_3C , que tem ponto de fusão mais baixo que o ferro metálico e agrega carbono à carga do forno elétrico, melhorando o desempenho do ferro-esponja nestes fornos. Apesar de alguns processos experimentais envolverem a produção direta do aço, esta possibilidade não é discutida aqui.

Historicamente, os processos de redução direta precederam o alto-forno; entretanto, não puderam evoluir para grandes escalas de produção e foram ultrapassados pelo alto-forno. Os principais motivos que têm mantido o interesse no desenvolvimento destes processos estão relacionados ao desejo de se aproveitar carvões não coqueificáveis ou excessos de gás natural em regiões ricas nestes insumos.

Uma importante vantagem, do ponto do vista do capital, é que os processos de redução direta são adequados à instalação de miniusinas, com volume de produção menor do que as usinas integradas e requerendo menores investimentos. Tal fato é especialmente importante em países pobres e de grandes áreas, de modo a atender às necessidades de produção de aço localmente, com expansões de produção mais baratas e proporcionando emprego em várias regiões. É necessário, entretanto, dispor-se de redutor/combustível em quantidade suficiente no local.

Adicionalmente, processos de redução direta e outros processos de redução têm sido também empregados como importante solução ambiental para a reciclagem de finos e poeiras ricas em ferro geradas em outras etapas do processo de usinas siderúrgicas [11].

8.4 ACIARIA

Observando-se a composição típica do ferro-gusa, nota-se que, para se atingir a composição desejada nos aços, além da adição dos elementos de liga, é necessário reduzir o teor de carbono, silício, manganês, fósforo e enxofre. Em uma usina siderúrgica, tais operações são realizadas na aciaria (Figura 8.6).

Dependendo do tipo de escórias, e conseqüentemente de refratário, empregadas, os processos de aciaria dividem-se em processos ácidos ou básicos. Enquanto o carbono, manganês e silício podem ser removidos facilmente com qualquer dos dois tipos de processos, o enxofre e o fósforo somente são removidos em condições especiais, atendidas apenas pelos processos básicos, em que cal (CaO é o óxido básico mais comum) é adicionada ao sistema para formar uma escória básica, capaz de reter os compostos de fósforo e enxofre formados durante o processo de refino. Obviamente, a grande maioria dos processos de aciaria modernos são processos básicos.

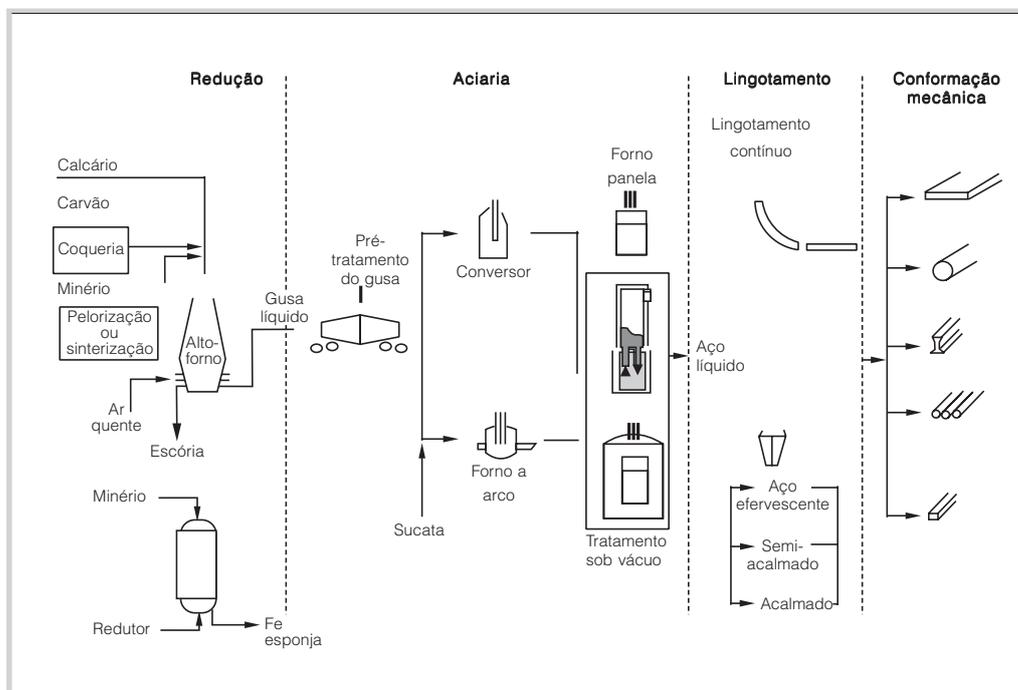


Figura 8.6 Fluxograma de produção de aço com as diversas alternativas de processo para cada etapa. Naturalmente, nem todas as usinas têm todos os equipamentos listados.

no caso de usinas integradas, tem sido amplamente empregado o tratamento do gusa para a dessulfuração. Estes tratamentos empregam, por exemplo, carbonato de sódio, carbureto de cálcio ou misturas de magnésio e coque, podendo ser realizados no carro torpedo, que conduz o gusa líquido do alto-forno à aciaria ou em panela, na aciaria, antes da carga do gusa no conversor.

As condições para uma boa dessulfuração serão, portanto:

- Escória de alta basicidade (alto CaO ou O^{2-}).
- Aço desoxidado (baixo FeO ou O).
- Temperaturas mais elevadas ($\geq 1620^\circ\text{C}$)

No forno ou na panela, a desoxidação e a dessulfuração se passam, então, pela adição de desoxidantes (Al, Fe-Si etc.) e nova escória, aquecendo-se o aço para a temperatura de dessulfuração. Caso os limites de enxofre na especificação sejam extremamente baixos (0,010% máximo, por exemplo) pode ser necessário retirar a escória quando esta estiver saturada com enxofre e formar nova escória.

O processamento em condições redutoras favorece, entretanto, a absorção de gases (hidrogênio e nitrogênio) pelo aço líquido, de forma que, para produção de aços de qualidade, pode se tornar necessária a desgaseificação posterior (Capítulo 9) em função das dimensões e especificações dos produtos.

8.5 LINGOTAMENTO E LINGOTES

A elaboração do aço em conversor ou forno elétrico, seguida ou não de operações de metalurgia de panela, produz uma massa líquida homogênea de metal. Este metal é transferido em panelas revestidas de refratários para a área de lingotamento. A maior parte da produção mundial de aços é então processada por meio de lingotamento contínuo, em que o aço começa a solidificação em um molde de cobre refrigerado à água e, após a formação de uma “casca” sólida de espessura suficiente, é resfriado diretamente por aspersão de água. Para aços especiais, produzidos em menores quantidades, para grandes forjados e para alguns aços que exigem condições de solidificação especiais, o lingotamento “estático” ou convencional é empregado. Neste caso, o aço é vazado em formas ou moldes chamados lingoteiras, em que solidifica, originando fundidos chamados lingotes.

O produto de lingotamento (lingote ou semi-acabado lingotado continuamente) ideal seria homogêneo física e quimicamente, com estrutura fina, equiaxial e isenta de segregação, porosidade, cavidades e inclusões não-metálicas. Entretanto, as próprias leis que regem a solidificação impedem a obtenção deste tipo de material homogêneo. Além destes problemas de qualidade interna, podem ocorrer também problemas superficiais, como dobras, trincas etc.

8.5.1 LINGOTAMENTO CONVENCIONAL

Tipos de lingoteiras – técnicas de lingotamento

Lingoteiras têm, em geral, a forma de uma caixa, feita de ferro fundido, pesando 1-1,5 vezes o peso do lingote a ser produzido.

O aço chamado “semi-acalmado” era parcialmente desoxidado, ocorrendo, ainda, alguma reação de evolução de CO na lingoteira. Era empregado em perfis, chapas e barras estruturais.

O termo “acalmado” aplica-se ao aço suficientemente desoxidado, de forma a não ocorrer qualquer formação de CO na lingoteira. Os aços carbono, ligados, ferramenta e inoxidáveis, para aplicação de qualidade, são sempre produzidos acalmados, quando se obtém o máximo de homogeneidade possível.

Como as condições necessárias para as reações de efervescência não são compatíveis com o processo de lingotamento contínuo, que é muito mais barato do que o lingotamento convencional, os aços efervescentes e semi-acalmados praticamente desapareceram no final do século XX.

8.5.2 LINGOTAMENTO CONTÍNUO

Mais de 90% da produção mundial de aço é produzida pelo lingotamento contínuo. Neste sistema, o aço líquido é vazado em um molde de cobre refrigerado à água, em que uma primeira casca sólida se forma e vai sendo extraída por um sistema mecânico de rolos e suportes. Formada a casca com uma espessura suficiente para resistir à pressão ferrostática, o aço deixa o molde e passa a ser refrigerado por aspensão de água em *sprays* ou jatos e por radiação, até a conclusão da solidificação, como mostra o esquema da Figura 8.20.

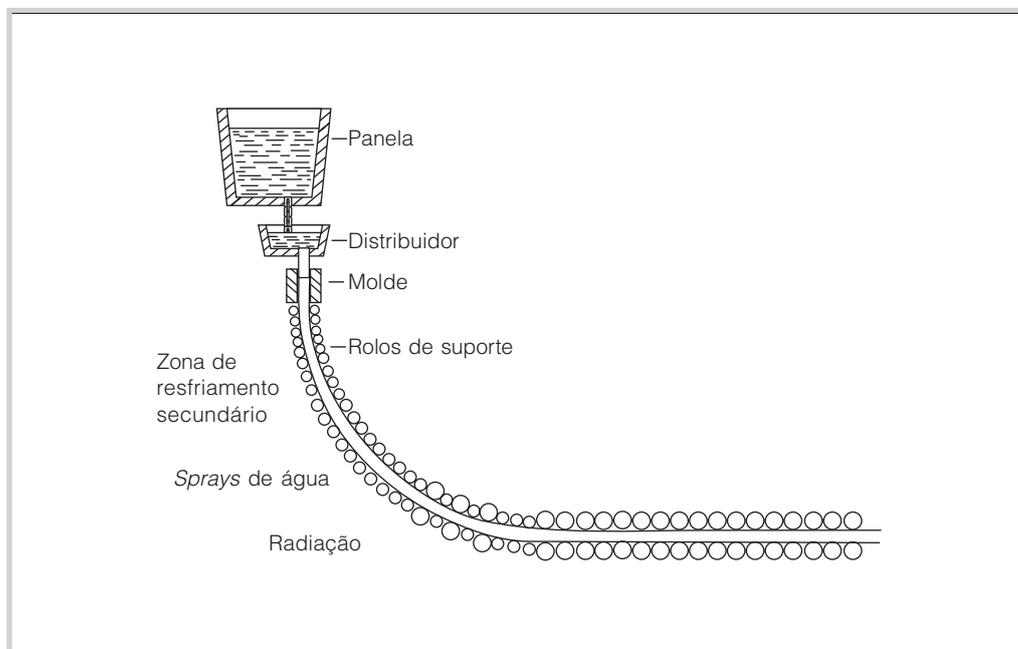


Figura 8.20 Esquema de uma máquina de lingotamento contínuo. A solidificação é concluída vários metros abaixo do nível do molde. Velocidades de lingotamento (ou do veio) na faixa de 1 m/min são típicas.

Assim, o crescimento celular ou dendrítico é possibilitado.

No caso de ligas, é possível estabelecer um mecanismo que justifique a ocorrência destes fenômenos, baseado na redistribuição de soluto durante a solidificação. Este mecanismo é chamado “superesfriamento constitucional” [26, 32]. Nos casos-limite de redistribuição de soluto discutidos na seção anterior, supôs-se homogeneização completa do líquido à frente da interface. Caso esta premissa não seja adotada, e o soluto rejeitado à frente da interface não seja homogenizado instantaneamente no líquido, é possível assumir um perfil de composição à frente da interface, como o esquematizado na Figura 8.35 (b), em que o líquido estaria se homogeneizando por difusão, por exemplo [33]. Supondo que este perfil de composição do líquido exista, a temperatura *liquidus* do metal à frente da interface não será constante, mas dependerá da sua composição, como mostra a Figura 8.35 (c). Se o gradiente de temperatura real existente for tal que existam pontos do líquido com temperatura abaixo de sua temperatura *liquidus*, o líquido é instável nestes pontos. Isto é, é possível ocorrer a nucleação de sólido ou, caso uma perturbação ocorra na interface plana, ela encontrará condições em que o sólido é estável. Assim, existem condições para a ocorrência de crescimento dendrítico.

É importante observar que, neste caso, o crescimento dendrítico ocorre em condições de gradiente de temperatura positivo adiante da interface, isto é, nas condições normalmente encontradas em solidificação em escala industrial.

8.5.4 ESTRUTURA DE LINGOTES E PRODUTOS DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO

Lingotes são fundidos projetados para otimizar a estrutura de solidificação, levando em consideração o trabalho mecânico posterior a que serão submetidos. A facilidade com que os lingotes podem ser conformados, bem como as propriedades do metal obtido dependem, freqüentemente, da estrutura do lingote, isto é:

- Forma, tamanho e orientação dos grãos.
- Localização e composição de eventuais heterogeneidades geradas durante a solidificação.

Lingotes comerciais apresentam, em geral, três zonas de estruturas diferentes, como mostra a Figura 8.36:

- Zona equiaxial fina na superfície: esta zona aparece, devido à farta nucleação que ocorre quando o metal é vazado e entra em contato com as paredes frias do molde (ou da lingoteira). Os cristais nesta região são dendríticos e equiaxiais. Seu crescimento é limitado pela presença de outros núcleos.
- Zona colunar: à proporção que o crescimento da zona equiaxial prossegue em direção ao interior do metal vazado, os cristais favoravelmente orientados em relação ao fluxo térmico crescerão mais rapidamente, como mostra, esquematicamente, a Figura 8.37.
- Zona equiaxial central: se o líquido no interior do molde (ou do lingote) chegar a ficar superesfriado, pode ocorrer o crescimento equiaxial central. Este crescimento pode partir de núcleos existentes na região ou de pontas de dendritas trazidas por correntes de convecção.

Processos especiais de refino e obtenção de aços e ligas especiais

9.1 INTRODUÇÃO

A constante evolução da engenharia vem exigindo cada vez mais dos materiais. Para acompanhar as solicitações de materiais com propriedades excepcionais, foram desenvolvidos processos de refino, visando a melhorar as características dos aços e ligas especiais.

A maior parte dos processos especiais de refino são processos de metalurgia secundária, em que o aço produzido em um processo primário (forno elétrico ou conversor, basicamente) é reprocessado com objetivos específicos. Entre estes, os mais comuns são os processos que tratam o aço líquido, principalmente processos de degaseificação e de metalurgia de panela. Existem ainda processos secundários de refusão, em que o aço já elaborado e solidificado passa por um novo refino e solidificação controlados. Por fim, existem processos primários especiais, em que se faz a primeira fusão e homogeneização de ligas especiais. O mais importante processo primário especial é a fusão por indução sob vácuo.

Neste capítulo, é também discutida uma alternativa aos processos clássicos que envolvem solidificação de semi-acabados de grandes dimensões: a metalurgia do pó de aços ferramenta e o processo de conformação por *spray*. São discutidos, em especial, os aspectos ligados à obtenção dos pós com a limpeza interna necessária e as alternativas para a consolidação e o processamento destes pós.

Processos especiais de refino, tanto primários como secundários, são empregados por dois motivos principais: a) quando se deseja obter e controlar condições termodinâmicas (ou cinéticas) que não podem ser obtidas nos processos primários disponíveis (exemplo: baixa pressão de gás, longos tempos em condições desoxidantes etc.) e b) quando se busca uma melhoria de eficiência

e economia, aumentando a capacidade dos processos primários da aciaria pela transferência de operações de refino para equipamentos de metalurgia secundária.

Estes processos compreendem:

- Operações após forno ou de metalurgia da panela: realizadas após o vazamento do aço do forno – antes, entretanto, de o metal solidificar. Incluem: desgaseificação, dessulfuração, injeção de pós na panela etc. Tais processos influem na composição química e limpeza do aço, sem, no entanto, alterar a estrutura de solidificação.
- Processos de refusão: caracterizados pela refusão de um lingote de aciaria (ou de outro processo primário), compreendendo refino e solidificação gradual, com estrutura muito superior à dos lingotes convencionais.
- Processos especiais de elaboração: processos em que o aço (ou outra liga) é elaborado em fornos com característica especiais, como, por exemplo, condições de pressão diferentes dos processos convencionais de aciaria.

9.2 METALURGIA DE PANELA

9.2.1 TRATAMENTO SOB VÁCUO – DESGASEIFICAÇÃO

A desgaseificação é uma operação de refino secundário, em que o aço líquido é exposto a um vácuo médio (0,5-2 mmHg ou 60-250 Pa) e agitado. O objetivo principal deste processo é, obviamente, afetar reações químicas em que haja a participação de gases.

Os principais objetivos que conduzem a utilização de processamento em desgaseificadores são:

- Remoção de gases dissolvidos. Classicamente, a remoção do hidrogênio deu origem ao uso da desgaseificação no processamento do aço. Em condições adequadas, nitrogênio também pode ser removido.
- Redução do teor de carbono. A oxidação do carbono até os níveis desejados para os aços de extra baixo carbono (*Interstitial Free* (IF), por exemplo) ou aços inoxidáveis e aços para fins elétricos só é viável, atualmente, pela redução da pressão do gás CO.
- Desoxidação pelo carbono. A alteração do equilíbrio entre carbono e oxigênio dissolvidos no aço causada pela redução da pressão do gás CO resulta em teores de oxigênio muito baixos (e, conseqüentemente, em alta limpeza interna) em aços para construção mecânica, como aços para rolamentos.

Há alguns benefícios adicionais, associados, principalmente, à redução da pressão de oxigênio, que evita a reoxidação e viabiliza a operação em condições desoxidantes, e a agitação decorrente da circulação do aço no processo e da evolução de gases, em especial quando CO é formado.

Remoção de gases dissolvidos

Hidrogênio

Os defeitos causados pelo hidrogênio nos aços são conhecidos há bastante tempo. Entretanto, por força do altíssimo coeficiente de difusão do hidrogênio e sua baixa solubili-

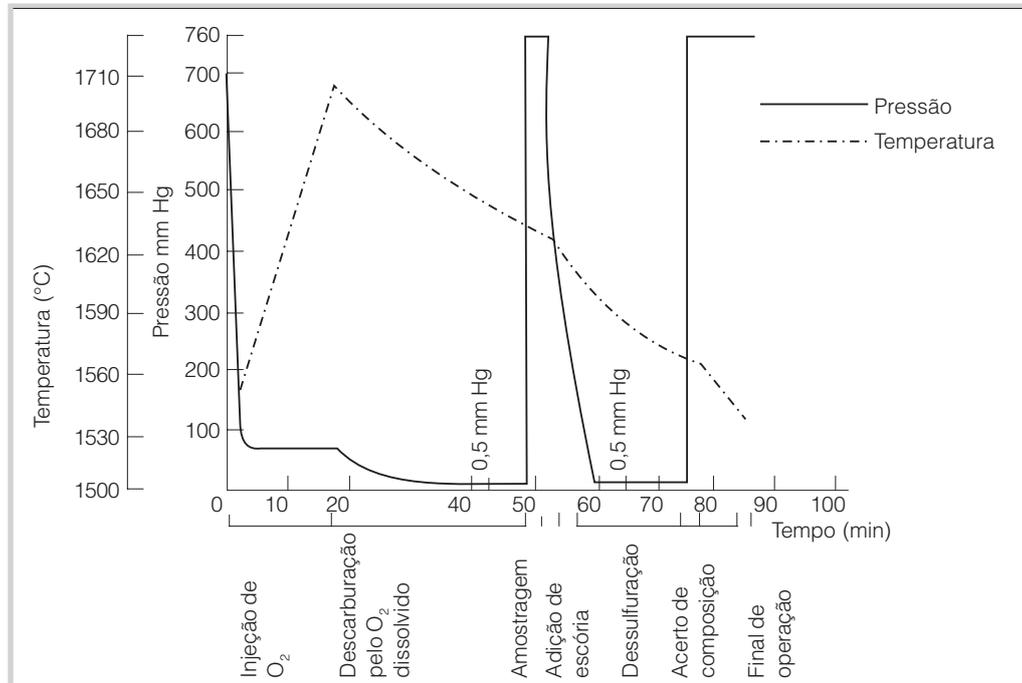


Figura 9.13 Andamento de uma descarbonização de aço inoxidável em forno VOD.

9.3 FORNO DE INDUÇÃO SOB VÁCUO (VIM) [12]

As especificações cada vez mais exigentes dos materiais para aplicações a altas temperaturas em turbinas, reatores etc. forçou o aparecimento e desenvolvimento de diversos processos de elaboração e refino. Entre os processos primários mais importantes está a fusão por indução sob vácuo.

A Figura 9.14 mostra um forno de indução sob vácuo (*Vacuum Induction Melting*, VIM).

As principais características deste processo são:

- Controle independente de temperatura, pressão e agitação, permitindo grande flexibilidade na elaboração de vários tipos de ligas.
- Aquecimento por indução, sem contato com o metal e, portanto, sem contaminação, com excelente controle da temperatura.
- Elevada homogeneização causada pela agitação decorrente da indução.
- Processamento sob vácuo (10 a 100 $\mu\text{m Hg}$ ou 0,13 a 1,3 Pa): elimina a contaminação e oxidação pela atmosfera, permitindo adição de elementos reativos (alumínio, titânio) e aproveitamento de sucata de ligas que contém estes elementos. Como visto no Capítulo 7, o desenvolvimento deste processo foi fundamental para o aparecimento de superligas à base de níquel endurecidas por precipitação de compostos intermetálicos (Ni_3Al , por exemplo). Além de eficiente desgaseificação, o elevado vácuo também possibilita a evaporação parcial das impurezas de baixo ponto de fusão (bismuto, chumbo etc.), extremamente perniciosas em superligas para trabalho a altas temperaturas. Além disso, a desoxidação e descarbonação sob vácuo são extremamente eficazes neste processo.

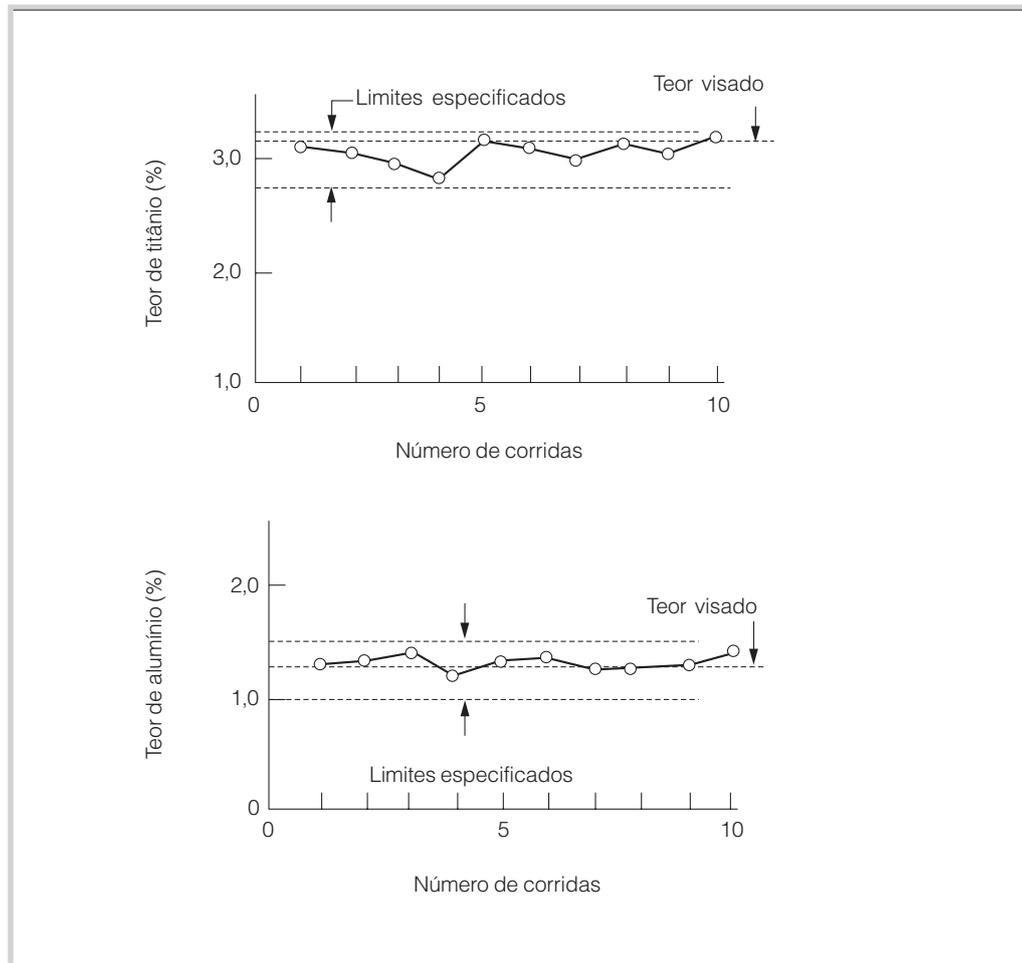


Figura 9.15 Resultados de titânio e alumínio em corridas de Waspalloy produzidas em VIM.

9.4 PROCESSOS DE REFUSÃO

Apesar do elevado grau de limpeza e controle de composição química obtidos com os modernos processos de elaboração (Forno a Arco + VAD ou VD, Forno Elétrico + Forno Painela + VD, Forno a Arco + VOD, Forno de Indução sob Vácuo), o controle sobre a solidificação do metal (aço ou superliga) é praticamente inexistente nestes processos. Assim, a massa total do lingote é vazada no interior da lingoteira, solidificando naturalmente, ou lingotada em equipamento de lingotamento contínuo em que as condições de solidificação ficam limitadas pelas exigências de produtividade e estabilidade da operação. Esta solidificação dá origem a heterogeneidades (como segregação, concentração de inclusões etc.), como discutido no Capítulo 8. Obviamente, tais heterogeneidades são aceitáveis em uma grande parte dos aços nas aplicações usuais. Entretanto, à medida que as solicitações crescem, nota-se a tendência de as falhas se concentrarem nestes defeitos, ou surgirem em decorrência deles.

Uma vez que a movimentação do feixe é facilmente controlada por programação, o processo EB oferece a opção de controlar, independentemente, a taxa de fusão (em função da permanência do feixe no metal a refundir) e a temperatura e tempo de residência do metal líquido na “poça” (em função da permanência do feixe sobre a “poça”). Isto dá ao processo uma versatilidade superior aos processos ESR e VAR, em que taxa de fusão e aporte de calor na “poça” líquida não podem ser alterados independentemente.

A alta densidade de potência do feixe de elétrons e a baixíssima pressão de trabalho fazem do processo a seleção ideal para o refino de metais refratários.

Diferentes variantes do processo são disponíveis, assim como sua aplicação para a fundição de metais reativos.

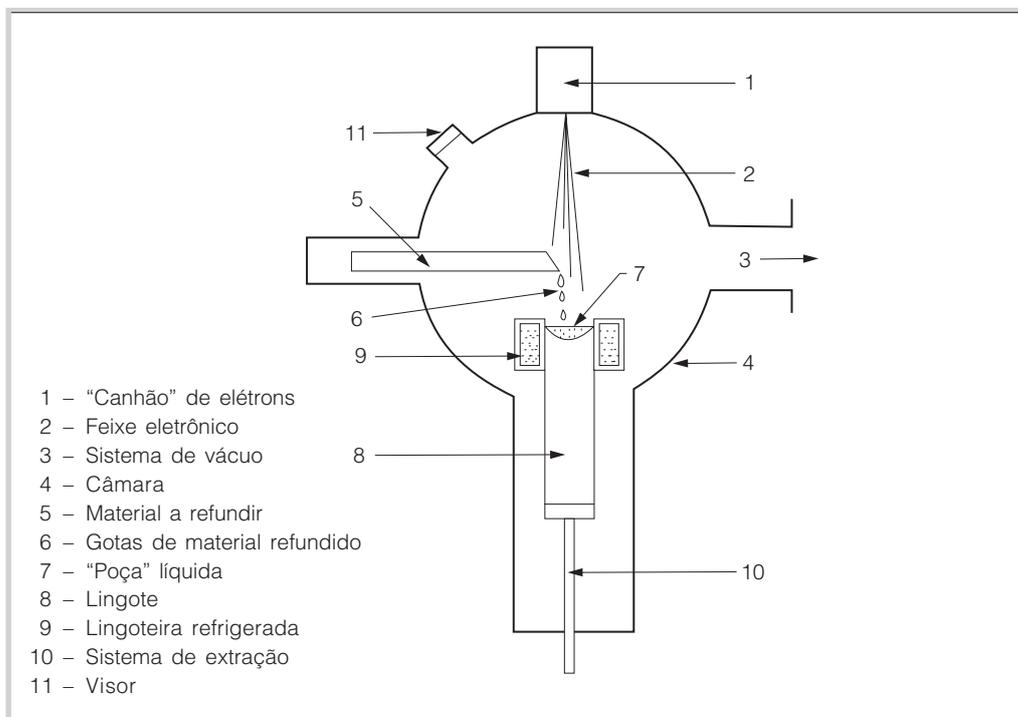


Figura 9.19 Esquema de um forno para refusão por feixe de elétrons (*Electron Beam, EB Remelting*) [14].

9.5 METALURGIA DO PÓ PARA AÇOS FERRAMENTA

Aços ferramenta processados por roteiros que envolvem solidificação convencional, mesmo com refusão e conformação mecânica representam um desafio de processamento, em função da dificuldade de se obter uma estrutura favorável de carbonetos primários. Frequentemente, as falhas por fadiga ou quebra de ferramentas estão associadas a agrupamentos de carbonetos primários, um fator limitante da vida das ferramentas. Os processos de fabricação de pós metálicos por atomização do metal líquido têm tempos de solidificação

9.6 CONFORMAÇÃO POR SPRAY (“SPRAY FORMING”) [20]

O processo de conformação por *spray* (“*spray forming*”) é uma alternativa moderna para a obtenção de produtos, cujas composições químicas sejam difíceis de processar pelo roteiro clássico de fusão, lingotamento, solidificação e conformação. O processo foi desenvolvido desde a década de 1970. Posteriormente, a empresa *Osprey Metals* realizou muitos desenvolvimentos no processo, que, por vezes, é conhecido como *Osprey forming* por este motivo [20]. A concepção do processo é a atomização do metal líquido, que é acelerado sob a forma de um *spray* por um gás, até atingir um anteparo, em que as partículas, parcialmente líquidas, são coletadas, formando um bloco semi-acabado ou peça, dependendo da configuração adotada, do movimento e da posição do anteparo. O processo é extremamente flexível e permite, por exemplo, a introdução de partículas de reforço cerâmico dispersas no metal por pulverização simultânea. Um esquema do processo, na configuração para a produção de blocos semi-acabados (*billets*), é mostrado na Figura 9.24.

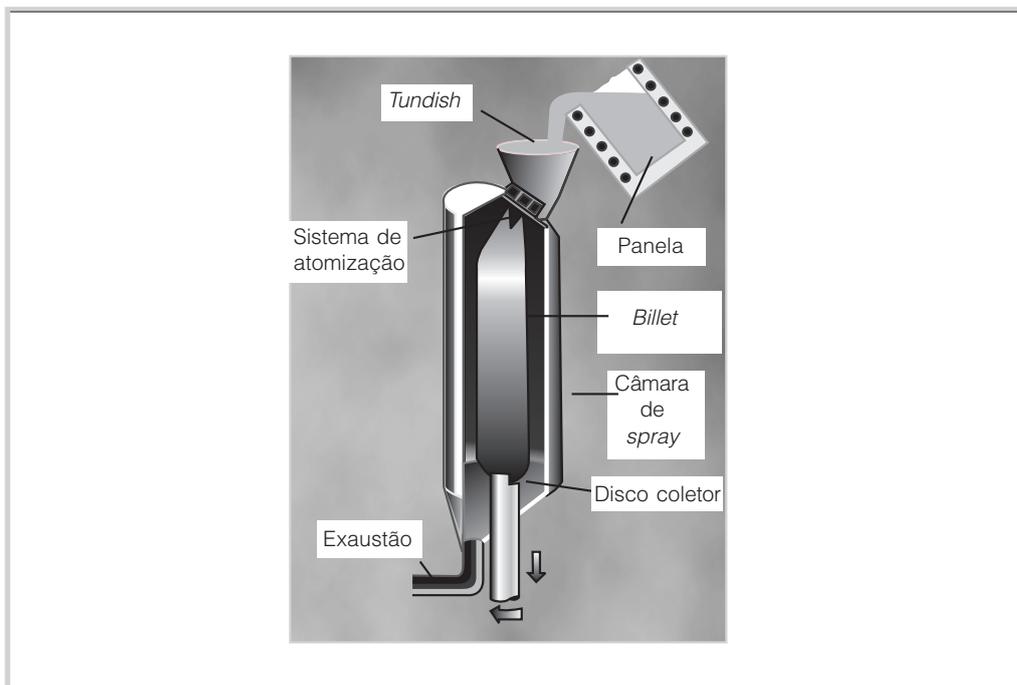


Figura 9.24 Esquema do processo de conformação por *spray*.

Da etapa de elaboração até a atomização, o processo de conformação por *spray* é semelhante aos processos de preparação de pós para metalurgia do pó atualmente aplicados a aços ferramenta e aços rápidos. O material atomizado é submetido a alta taxa de resfriamento, resultando em microestrutura refinada, próxima à obtida em metalurgia do pó. Como as partículas atomizadas são recolhidas antes da solidificação, um semi-acabado extremamente homogêneo é obtido diretamente. As características destes semi-acabados são tais que se pode dispensar a etapa de HIP – a mais cara no processamento dos aços obtidos por metalurgia do pó [21].

Conformação mecânica

10.1 INTRODUÇÃO

Uma das principais razões da importância atribuída aos metais na tecnologia moderna é sua capacidade de serem deformados, atingindo as formas desejadas. No entanto, a deformação dos metais, e em particular dos aços, conduz a significantes alterações em suas propriedades.

A conformação mecânica tem, portanto, dois efeitos principais: dá forma e altera propriedades ou características do material.

Existem centenas de processos para deformar e conformar metais. A classificação apresentada por Dieter [1], entretanto, permite dividi-los em poucos grupos, de acordo com os tipos de forças aplicadas durante a deformação:

- Processos de compressão direta
- Processos de compressão indireta
- Processos de tensão
- Processos de dobramento
- Processos de cisalhamento

Nos processos de compressão direta, a força é aplicada na superfície da peça e o metal alonga-se em direção perpendicular ao sentido da força. Exemplos principais deste tipo são forjamento e laminação, que representam a maior tonelagem de aço deformado mecanicamente (Figura 10.1).

Os processos de compressão indireta incluem trefilação, extrusão e embutimento. Nestes processos, a força direta é, freqüentemente, trativa, mas as tensões compressivas desenvolvidas pela reação matriz-peça atingem elevados valores. Assim, o metal se deforma sob efeito de um estado de tensões combinado, que inclui elevada compressão em pelo menos uma das direções principais. A conformação de chapas esticadas (*stretch forming*) ilustra bem um processo de tensão, enquanto os processos de dobramento e cisalhamento são bastante conhecidos.

10.3 TRABALHO A QUENTE

Em geral, o trabalho a quente é o primeiro passo na conformação de lingotes de aços e outras ligas especiais. O aumento da temperatura de trabalho resulta em diminuição da resistência mecânica e, conseqüentemente, diminuição da energia necessária para deformação e aumento da ductilidade, como mostra a Figura 10.2.

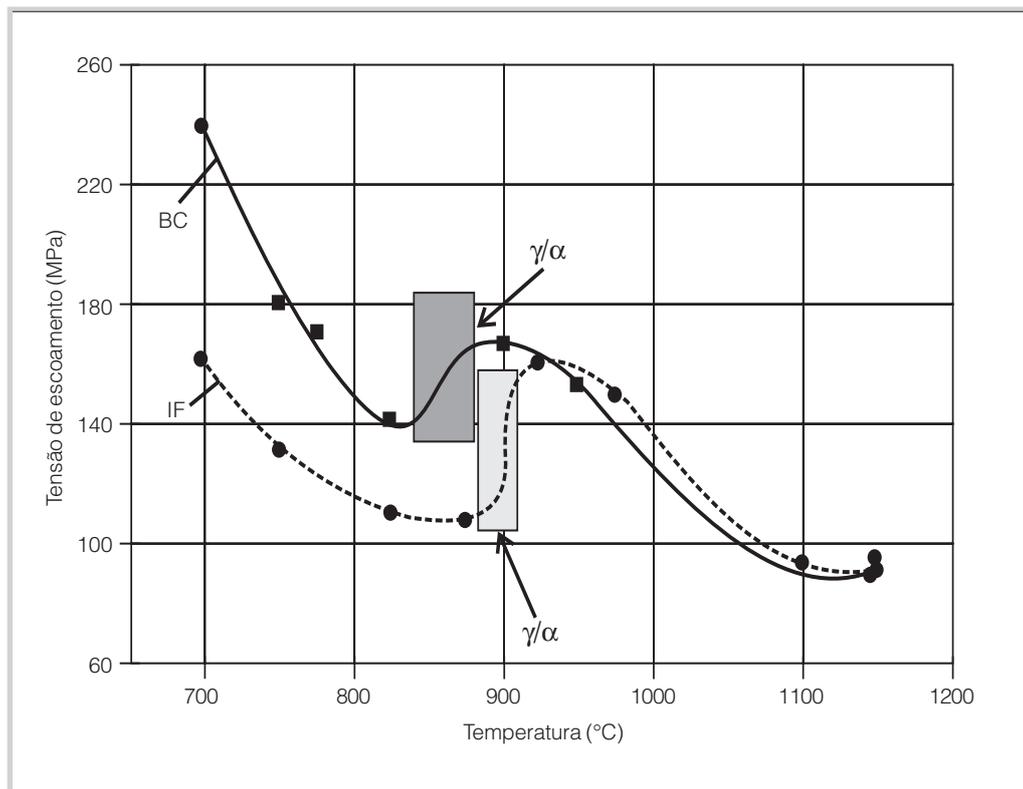


Figura 10.2 Variação da tensão de escoamento com a temperatura para um aço baixo carbono (BC) e um aço *Interstitial Free* (IF). A região de transformação de fases está indicada [2].

Além disso, a temperatura do processo favorece a difusão, o que coopera para reduzir as heterogeneidades químicas do lingote, decorrentes da segregação de solidificação. Microcavidades e porosidades inerentes ao processo de solidificação podem ser eliminadas por caldeamento, desde que ocorra um estado de tensões favorável, aliado a tempo e temperatura suficientes para a eliminação do defeito (Figura 10.3).

Esta possibilidade é também explorada em modernos processos de “consolidação”, não caracterizados especialmente como “conformação”, uma vez que não visam a alteração de forma. HIP (*Hot Isostatic Pressing*), discutido no Capítulo 8, por exemplo, é aplicada a produtos da metalurgia do pó ou a fundidos [3], visando também a este caldeamento, pela introdução de elevadas tensões isostáticas a temperaturas suficientemente altas. A ausência de um componente deviatório das tensões implica a não-ocorrência de alteração da forma do produto.

10.4 INCLUSÕES NÃO-METÁLICAS E ANISOTROPIA

Durante a deformação a quente, as inclusões não-metálicas podem apresentar diferente comportamento, dependendo, principalmente, de sua plasticidade em relação à plasticidade do aço. Inclusões que apresentam plasticidade elevada, nas temperaturas de conformação, alongam-se no sentido da deformação. Inclusões que não se deformam podem quebrar, sendo distribuídas ao longo do produto, como ilustra a Figura 10.13.

Uma vez que diversas propriedades do aço são influenciadas por inclusões não-metálicas, é importante conhecer seu comportamento. A Figura 10.14 apresenta valores de plasticidade relativa para as inclusões mais comuns em aços. Sulfetos de manganês e silicatos são as inclusões de maior plasticidade. Conseqüentemente, são as inclusões que mais se alongam durante o trabalho a quente e, portanto, as principais responsáveis pela anisotropia dos produtos conformados. A plasticidade dos silicatos varia com a temperatura, de modo que estas inclusões podem se apresentar alongadas e distribuídas em fragmentos, em função do ciclo de temperatura e deformação empregado.

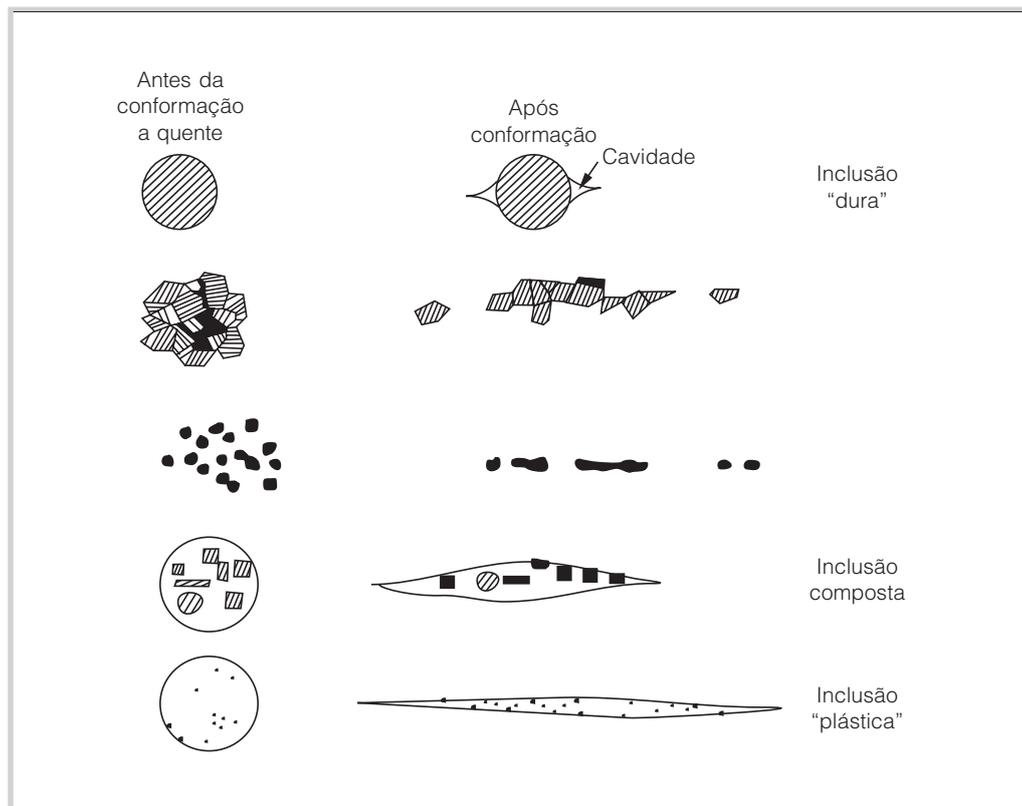


Figura 10.13 A plasticidade relativa da inclusão define sua deformação em relação ao aço. Inclusões plásticas se alongarão de acordo com o trabalho a quente. Inclusões duras podem permanecer inalteradas ou quebrarem, com redistribuição no produto.

A influência das inclusões não-metálicas sobre a resistência à fadiga foi apresentada no Capítulo 6. Para aços de resistência elevada, observa-se uma correlação bem definida entre o tamanho da maior inclusão presente no aço e a resistência à fadiga do aço. Medidas de controle de limpeza interna (Capítulos 8 e 9) são, portanto, essenciais para a produção de aços com elevada resistência à fadiga.

A seleção da orientação da deformação em relação às solicitações esperadas é importante, também. Sempre que possível, deve-se considerar que solicitações no sentido “normal” à deformação devem ser evitadas, uma vez que, nesta direção, o efeito negativo das inclusões alongadas sobre as propriedades mecânicas é máximo. Quando o processo de conformação é suficientemente flexível quanto à orientação da deformação (forjamento, por exemplo), é possível produzir peças com o “fibramento” mais favorável, isto é, com a direção “normal” orientada de modo a sofrer o mínimo de solicitações.

10.5 TRABALHO A FRIO

No trabalho a frio, por definição, os mecanismos de recuperação e recristalização não são operativos. Neste caso, à proporção que o metal é deformado, ocorre o encruamento, isto é, a resistência aumenta e a ductilidade diminui. Tal característica de deformação a frio foi abordada em anterior referência aos aços inoxidáveis austeníticos no Capítulo 7.

O mecanismo de encruamento envolve o aumento da densidade de discordâncias (defeitos de linha microscópicos, responsáveis pela deformação dos metais), bem como a diminuição de sua mobilidade o que não serão discutidos neste texto. (Para uma análise simples do problema, ver [16]. Para uma análise profunda, ver [1, 15, 11]). A Figura 10.21 apresenta a variação típica das propriedades mecânicas de metais com a deformação a frio.

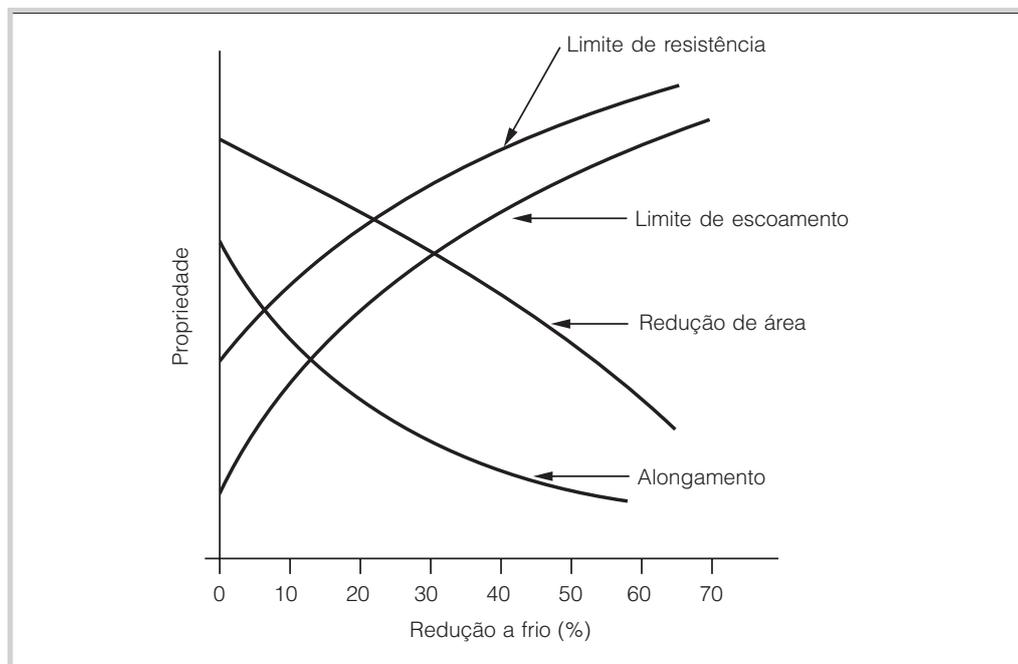


Figura 10.21 Variação típica de propriedades mecânicas de metais deformados a frio.

Em função da deformação a frio, pode aparecer, também, anisotropia de propriedades. Em contraste com a anisotropia proveniente do trabalho a quente, esta parcela de anisotropia pode ser eliminada por tratamento térmico que restaure a microestrutura original, isotrópica, do material.

Como a ductilidade diminui com o progresso da deformação, pode ocorrer ruptura antes de se atingir as dimensões finais desejadas, se a deformação for excessiva.

Para evitar estas dificuldades, as operações de deformação a frio, em geral, são realizadas em etapas, com operações de recozimento intermediárias. Apesar do aumento do custo envolvido, tais operações permitem uma elevadíssima flexibilidade, na medida em que possibilitam a produção de material com diversos graus de encruamento e, conseqüentemente, diferentes propriedades mecânicas e níveis de anisotropia.

10.6 FORJAMENTO

Possivelmente, o processo mais antigo de conformação mecânica – o forjamento – é uma operação normalmente realizada a quente e é, até hoje, responsável pela produção de grande parte dos elementos mecânicos. A combinação de formas adequadas com excelentes propriedades obtidas com este processo tem garantido sua permanência entre os mais empregados, inclusive para aplicações aeroespaciais. Além disso, para peças de grandes dimensões, somente o forjamento permite a obtenção das formas e propriedades requeridas. Entretanto, com o desenvolvimento dos aços e superligas e com as exigências cada vez maiores colocadas sobre os produtos forjados, modernamente o forjamento nada retém do processo empírico desenvolvido ao longo dos séculos [17].

Operações de forjamento cobrem uma ampla faixa de dimensões e formas de produto. Taxas de deformação desde 10^{-1}s^{-1} (prensas hidráulicas) até 10^2 s^{-1} (martelos de queda) são empregadas em operações normais de forjamento.

Forjarias pesadas são responsáveis pelo forjamento de grandes peças, como eixos, rotores, tubos de canhão, partes para vasos de pressão e trocadores de calor, tanto para a indústria química como para a produção de energia (caldeiras, nuclear etc.) [18]. O forjamento pesado, em matriz aberta vem sendo aprimorado de modo a permitir o desenvolvimento de estados de tensões durante a conformação cada vez mais favoráveis à eliminação de defeitos internos (por exemplo: [19, 20]). Ao longo de décadas, ferramental adequado [21, 22], controle do avanço do forjamento [22] e controle de temperatura [21, 23] têm sido desenvolvidos de modo a forjar lingotes de até 500 t, obtendo-se peças de alta qualidade com custos compatíveis. Estes forjados são responsáveis pelo aproveitamento, com segurança, de economia de escala em várias indústrias, principalmente a de energia (por exemplo: [24]).

O forjamento em matriz fechada é freqüentemente selecionado por permitir economia de material (forjado bruto próximo às dimensões do produto acabado) e, mais importante, permitir controle da anisotropia associada ao trabalho mecânico, de modo a orientá-la favoravelmente em relação às solicitações esperadas na utilização da peça. Flanges, conexões, discos de turbinas, rotores, entre outros são peças em que estas vantagens são aproveitadas.

O forjamento em máquinas automáticas de forjar é capaz de produzir grande variedade de formas e dimensões de barras com grande flexibilidade, inclusive no que diz respeito aos materiais processados, sendo uma alternativa à laminação quando pequenas quantidades de produtos de diferentes dimensões são desejados.

10.7 LAMINAÇÃO

A laminação é, em termos de quantidade de metal produzido, o processo de conformação mais empregado. Consiste na passagem do material entre dois cilindros (“rolos”) que giram com a mesma velocidade periférica e em sentidos opostos, e estão espaçados de uma distância algo inferior à espessura da peça a laminar. Nestas condições, em função do atrito metal-cilindros, a peça é “puxada” para entre os rolos, tendo sua espessura reduzida, o comprimento alongado e a largura levemente aumentada. O controle do atrito é fundamental, na medida em que ele define a maior redução possível sem forças externas que empurrem a peça.

Laminação a quente é realizada, normalmente, em equipamentos pesados. As elevadas solicitações sobre os rolos normalmente requerem refrigeração constante. Para uma mesma redução, é possível mostrar [15, 25] que rolos menores sofrem menor força de separação (reação), em função da menor área de contato metal-rolos. Rolos menores, entretanto, são menos resistentes e deformam durante a laminação. Para evitar isso, arranjos diversos, em que pesados “cilindros de encosto” são empregados para suportar os cilindros de trabalho, de menor diâmetro, são comuns nos processos de laminação.

Cilindros de laminação são produzidos, normalmente, em aços ligados ou em ferro fundido coquilhado.

Produtos pré-conformados a quente podem ser, posteriormente, laminados a frio. As seguintes vantagens são obtidas na laminação a frio:

- Propriedades mecânicas aumentadas (devido ao encruamento)
- Excelente precisão dimensional
- Excelente qualidade superficial
- Produção econômica de produtos de pequenas espessuras

A obtenção de textura adequada à conformação mecânica severa em aços baixo carbono depende do emprego de laminação a quente, seguida de laminação a frio e recozimento. Em alguns casos, especialmente em produtos revestidos para embalagens, passes de encruamento são ainda aplicados após o recozimento (Capítulo 6).

10.8 EXTRUSÃO

No processo de extrusão, o metal sólido, semi-acabado, é forçado a fluir, por compressão, por meio de um orifício em uma matriz com seção transversal inferior à do semi-acabado original.

A extrusão é um dos processos de maior flexibilidade com respeito à forma de seção transversal do produto obtido. Perfis diversos, assim como tubos sem costura, podem ser produzidos, com excelente precisão dimensional, por este processo.

O estado de tensões principalmente compressivo é bastante favorável em termos de trabalhabilidade.

Apesar da grande variedade de condições em que a extrusão pode ser realizada (velocidade, temperatura, forças etc.), há uma semelhança muito grande entre os fatores que controlam o processo, em qualquer caso. Assim, as condições do escoamento do material durante a extrusão rápida ou lenta, a quente ou a frio, e em diferentes materiais, são extremamente semelhantes [25].

Controle da qualidade

11.1 INTRODUÇÃO

A produção de peças e materiais para itens de alta responsabilidade gera um importante compromisso entre o fabricante e o usuário. É essencial, para o fabricante (e, obviamente, para o usuário), a segurança de que as propriedades e características especificadas para determinado item sejam efetivamente atingidas com segurança na peça acabada. Mais do que isso, interessa ao usuário, normalmente, a garantia de que o item será “adequado ao uso” previsto.

Se as especificações são adequadas, os dois conceitos anteriormente descritos se tornam equivalentes. É comum estabelecer o conceito de qualidade, a partir destas duas idéias:

- Qualidade é a conformidade com os requisitos especificados.
- Qualidade é a adequação ao uso.

Diversas técnicas e conceitos gerenciais têm sido desenvolvidos, nas últimas décadas, na área da qualidade [1]. O objetivo deste capítulo não é discutir os conceitos de qualidade e gestão visando à qualidade, mas sim as técnicas empregadas na medição das características comumente especificadas em aços e ligas especiais. O conhecimento destas técnicas, suas características, vantagens e limitações é essencial para a aferição da qualidade dos itens de aços e ligas especiais.

É importante destacar, entretanto, alguns conceitos básicos da área de qualidade que não devem ser esquecidos:

- As ações que resultam na qualidade não são atividades exclusivas de determinados setores de uma indústria (Departamento de Controle da Qualidade, por exemplo). Todos os setores participam nas atividades relacionadas com a qualidade, desde o desenvolvimento, a partir das necessidades do usuário, até a área de comercialização, passando pelas áreas de produção, controle etc. (Figura 11.1). Na verdade, aos responsáveis pelas atividades de controle da qualidade cabe, apenas, medir e atestar atributos, uma vez que a “verdadeira” qualidade é produzida em outros setores.

11.2 TIPOS DE TESTES E ENSAIOS NO CONTROLE DA QUALIDADE

Os testes e ensaios empregados na avaliação e controle das propriedades e características de aços e ligas especiais são classificados, basicamente, em ensaios destrutivos e ensaios não-destrutivos. O sentido da classificação é bastante óbvio, se bem que diversos casos ocorram em que a classificação se torna difícil, como no ensaio de dureza, que, dependendo do estado, tamanho e posição na peça, pode ser destrutivo ou não.

Como discutido no item anterior, a definição dos testes e ensaios a executar em determinado item a ser fornecido deve ser realizada na etapa de especificação. Escopos mais extensos de testes e exames conduzem, em geral, à maior garantia quanto ao atendimento dos requisitos especificados. No entanto, a extensão dos controles estabelecidos influi fortemente no custo do produto. Forjados para determinadas indústrias (como nuclear e aeronáutica, por exemplo) podem ter mais de 50% do custo devido a testes e controles realizados.

Uma vez que a efetiva qualidade de um item ou produto não é afetada pela extensão da inspeção realizada sobre ele, é conveniente que o comprador ou especificador analise, judiciosamente, quais características do produto deseja, efetivamente, comprovar nas etapas de controle e, mais importante, com que objetivo.

Ensaio destrutivos, de forma geral, medem propriedades mecânicas relativas a determinada posição em uma peça ou produto. Como discutido no Capítulo 6, o requisito estabelecido para as propriedades medidas nesses testes pode derivar diretamente de propriedades empregadas no projeto do item propriamente dito, ou resultar de medidas indiretas de características estabelecidas por ocasião da homologação do material para a aplicação em questão.

Ensaio não-destrutivos visam, basicamente, à localização e dimensionamento de discontinuidades nos produtos. Além disso, existem técnicas não-destrutivas para identificar e separar aços por composição química e/ou microestrutura e, em fase muito próxima à aplicação tecnológica, técnicas capazes de avaliar propriedades mecânicas e tecnológicas de forma não-destrutiva. Para garantir a confiabilidade dos resultados dos ensaios não-destrutivos, é comum exigir que os responsáveis pelo planejamento, execução e avaliação destes ensaios sejam adequadamente qualificados, normalmente por instituições independentes.

Os requisitos de aceitação para ensaios não-destrutivos podem ser fixados seguindo dois critérios básicos: padrão de qualidade de uma boa fabricação (*good workmanship*) ou padrão de adequação ao uso (*fitness for purpose*) [3, 4].

A maior parte das normas tradicionais de ensaios não-destrutivos, tanto para forjados quanto para laminados, fundidos ou itens soldados, estabelece critérios de aceitação baseados no que se considera o padrão atingido por uma fabricação criteriosa, segundo práticas técnicas adequadas (*good workmanship*). Este tipo de critério é perfeitamente adequado quando se deseja controlar o padrão médio de qualidade de determinado item ou peça. A segurança no uso é obtida, em geral, com base no aspecto histórico, isto é, na experiência acumulada em aplicações equivalentes.

Critérios baseados em adequação ao uso, por sua vez, são derivados de conceitos de mecânica da fratura [5, 4, 6] e permitem definir, para as solicitações aplicadas ao item e considerando as propriedades do material empregado, um critério de aceitação para discontinuidades, de tal forma que não comprometam o desempenho do item. Naturalmente, é raro ocorrer a coincidência dos dois critérios. Em casos específicos, entretanto, a aplicação de critérios baseados em “adequação ao uso” pode justificar a aceitação, com segurança, de discontinuidades que excedam os limites da “fabricação criteriosa”. Análises deste tipo

Tabela 11.1 Principais ensaios e controles empregados na produção de aços e ligas especiais (continuação).

| Ensaio | Objetivo | Vantagens | Limitações |
|--------------------------|--|---|--|
| 6. Raios X | Inspeção quanto a defeitos internos. | Ensaio não-destrutivo com alta sensibilidade para descontinuidades internas. | Custo elevado. Risco de radiação. Limitação quanto ao tamanho da peça e orientação do defeito. |
| 7. Partículas magnéticas | Inspeção quanto a defeitos superficiais e subsuperficiais. | Indicação direta sobre a peça, não há limitação quanto ao tamanho e forma da peça. | Aplicável apenas a materiais ferro-magnéticos. Limpeza pode ser trabalhosa após a inspeção. Interpretação pode ser difícil. Desmagnetização pode ser necessária. |
| 8. Correntes parasitas | Identificar condições e propriedades como: propriedades magnéticas, tamanho de grão e tratamento térmico. Detectar falhas, como dobras, inclusões etc. | Teste extremamente versátil, com possibilidade de controlar diversas características do material. | A própria versatilidade pode confundir as indicações. Necessidade de equipamento adequado e padronizações. |
| 9. Ensaios mecânicos | Caracterizar as propriedades mecânicas; resistência, ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga, resistência à propagação de trincas etc. | Garantia do atendimento aos valores exigidos no projeto em testes destrutivos, similares às condições de emprego. | Ensaio destrutivo. Requer, em geral, prolongamento das peças ou semi-acabados para a retirada dos CPs. Custo médio a elevado, dependendo dos ensaios selecionados. |

11.3.1 INSPEÇÃO POR ULTRA-SOM [7, 8]

A inspeção por ultra-sons é um método não-destrutivo em que ondas de ultra-som (1-25 MHz) são introduzidas no material para detectar descontinuidades. Na forma mais clássica do ensaio, um pulso de onda sonora é introduzido em uma superfície da peça, propaga-se pelo material, sendo as ondas refletidas em interfaces. O feixe refletido é detectado e analisado para definir a presença e localização das falhas. Frequentemente, emprega-se um transdutor único (cabecote), capaz de introduzir um pulso de ultra-som e de detectar o eventual feixe refletido.

Trincas, flocos, poros, cavidades de solidificação, e interfaces metal-gás são facilmente detectáveis. Inclusões e outras heterogeneidades no metal podem também ser detectadas por causarem reflexão parcial ou espalhamento das ondas de ultra-som. Uma vez que este processo só dá indicação das reflexões das ondas emitidas, não é possível, em escala industrial, precisar o tipo de defeito que dá origem a determinada indicação.

Da mesma forma, complexidades geométricas da peça a examinar podem dar origem a indicações “falsas”, isto é, que não são provenientes de defeitos reais. A detecção satisfatória do feixe refletido depende da orientação relativa da descontinuidade e do feixe incidente, que definem a direção do feixe refletido. A introdução de ondas de compressão perpendiculares à superfície da peça (cabecote “normal”) permite a detecção ótima de defeitos orientados

Desvantagens

- Requer técnicos com elevada experiência e treinamento na execução do ensaio e avaliação de seus resultados. O fator humano é muito importante, especialmente na execução do ensaio “clássico” manual. Para aplicações extremamente críticas (soldas em reatores nucleares por exemplo), a “validação” das técnicas empregadas e a qualificação das equipes de inspeção em peças contendo “defeitos” conhecidos tem sido adotada [10]. Adicionalmente, o uso de técnicas digitais tanto para a movimentação do cabeçote como para o registro dos resultados vem sendo adotado, permitindo a aceitação da técnica em substituição a outros exames.
- Requer superfície regular.
- Descontinuidades logo abaixo da superfície podem não ser detectadas, se não forem tomadas as precauções devidas na definição do procedimento de inspeção.

Aplicações típicas

- Cilindros de laminação, colunas de prensa e eixos.
- Forjados para turbinas de geradores, tubulação de pressão.
- Soldas.
- Forjados para turbinas a jato e discos de engrenagens.
- Ferramentas – blocos para matrizes e aços ferramenta.
- Peças para aplicações ferroviárias: eixos, rodas e trilhos.
- Peças de automóveis: forjados, fundidos e peças soldadas.

A propagação das ondas de ultra-som no material é também afetada pelas tensões residuais presentes. Desta forma, técnicas para a medição de tensões residuais, de forma não-destrutiva, têm sido propostas, aplicando a inspeção por ultra-som. Atualmente, a maior dificuldade no emprego da técnica é a correta calibração do efeito das tensões presentes no material sobre os sinais medidos no exame por ultra-som [11].

11.3.2 TESTES DE TRINCAS SUPERFICIAIS [12]

Freqüentemente, em itens mecânicos, as maiores solicitações se localizam na região superficial das peças. A capacidade de detectar descontinuidades superficiais tem, portanto, grande importância. Duas técnicas principais são empregadas para a detecção de descontinuidades superficiais: ensaio por líquido penetrante e ensaio por partículas magnéticas.

Líquido penetrante

O teste por líquido penetrante é um ensaio não-destrutivo para detectar descontinuidades abertas para a superfície de materiais não-porosos.

O ensaio por líquido penetrante pode indicar falhas na superfície de peças, independentemente de composição química, tratamento térmico, estrutura interna etc.

Tal processo é muito empregado na inspeção de produtos forjados, laminados, fundidos, plásticos etc. Detecta trincas superficiais de todos os tipos, dobras, porosidade (aberta à superfície), laminações etc.

A limpeza (antes do ensaio e antes da revelação) é um ponto crítico para a obtenção de resultados confiáveis.

A temperatura da peça é uma variável importante e deve ser mantida na faixa recomendada pelo fabricante do conjunto penetrante-revelador.

A principal limitação deste teste é que, obviamente, somente defeitos com abertura para a superfície são detectados. Defeitos subsuperficiais não são indicados. No entanto, a rugosidade da superfície da peça pode apresentar indicações falsas de defeitos. Do mesmo modo, se a limpeza, após a aplicação do líquido penetrante e antes do revelador, for feita com pouco cuidado, podem surgir indicações falsas, decorrentes, por exemplo, de asperezas de usinagem. O uso do jateamento, antes do exame, pode ocultar indicações.

O exame só é confiável quando se emprega conjuntos de produtos (penetrante – removedor – revelador) qualificados. A troca de um dos produtos em um conjunto, normalmente, requer uma nova qualificação do conjunto.

Partículas magnéticas

Descontinuidades superficiais e subsuperficiais em materiais ferro-magnéticos podem ser detectadas por meio do exame por partículas magnéticas.

Quando a peça a ser testada é magnetizada, descontinuidades magnéticas transversais à direção de magnetização causam o aparecimento de uma fuga de campo magnético na superfície e imediatamente acima dela. A presença desta fuga de campo magnético e, conseqüentemente, da descontinuidade, é detectada pela aplicação de finas partículas magnéticas sobre a superfície, que serão por ele atraídas. As partículas podem ser aplicadas secas ou por via úmida, e podem ser coloridas ou fluorescentes.

Existem diferentes formas de magnetizar e examinar a peça e a garantia da obtenção de um campo de intensidade e orientação adequadas é fundamental para que o exame seja efetivo na detecção de descontinuidades.

Este método não é tão sensível às condições de limpeza da peça quanto aquele por líquidos penetrantes e é, normalmente, o escolhido para materiais ferro-magnéticos em função de sua sensibilidade.

Aplicações típicas incluem soldas, forjados, fundidos etc., de materiais ferro-magnéticos. Em alguns casos, em função da aplicação de item examinado, desmagnetização após o exame pode ser requerida.

Uma vez que qualquer fator que cause alteração da permeabilidade magnética do material pode dar origem a indicações, a análise dos resultados deste ensaio requer pessoal adequadamente treinado. Indicações “fantasma”, isto é, não causadas por defeitos, podem ser produzidas por alterações microestruturais causadas, por exemplo, por segregação.

11.3.3 RADIAÇÕES IONIZANTES (RAIOS X E RAIOS γ) [12, 7]

A inspeção por radiações ionizantes (raios X – radiografia e raios γ , gamagrafia) – é um método de inspeção não-destrutivo, baseado na absorção e penetração diferencial de radiações em peças ou materiais metálicos. Devido a diferentes espessuras, variações de composição química ou diferenças de densidade, diferentes partes das peças ou materiais absorverão mais ou menos radiação. A radiação não absorvida, que atravessa a peça, é então anali-

É um processo de custo elevado, não só pelo equipamento como pelo custo de processo. O controle das condições de testes por profissionais qualificados em proteção radiológica é essencial para garantir a saúde e a segurança do pessoal envolvido.

11.3.4 ENSAIOS MECÂNICOS

Como ferramenta de controle de qualidade, os ensaios mecânicos são realizados em condições padronizadas, de modo a permitir a comparação com valores especificados.

Amostragem para ensaios mecânicos

As propriedades mecânicas medidas em um produto de aço ou liga especial dependem, normalmente, dos seguintes fatores principais:

- a) Orientação (em relação à direção de maior trabalho). Produtos conformados são anisotrópicos e, portanto, as propriedades medidas em ensaios mecânicos dependerão da orientação dos corpos-de-prova. Alongamento e redução de área (no ensaio de tração) e medidas de tenacidade em geral são as propriedades mais afetadas (Capítulo 10).
- b) Distância de superfícies livres. A microestrutura da maior parte dos aços é sensível à velocidade de resfriamento. Para praticamente todos os tratamentos térmicos usuais de peças acabadas, pontos mais próximos à superfície resfriarão mais rapidamente e terão propriedades diferentes do centro.
- c) Posição em relação ao lingote ou ao produto de lingotamento contínuo. Uma vez que nos lingotes convencionais ocorre macrossegregação (Capítulos 8 e 9), a composição química nas regiões correspondentes ao pé e à cabeça de lingotes convencionais será diferente. Além disso, da superfície para o centro ocorre também segregação. Naturalmente, na produção de itens de qualidade a partir de lingotes convencionais, as regiões mais segregadas devem ser eliminadas, de modo a garantir suficiente homogeneidade do produto.

No caso de produtos de lingotamento contínuo, embora não haja segregação ao longo do comprimento, ocorre segregação ao longo da espessura, como no lingotamento convencional, afetando as propriedades do produto. Além disso, eventos associados a instabilidades no lingotamento contínuo podem resultar em heterogeneidades no produto: trocas de panela e obstruções de válvula são alguns eventos que podem afetar as características do produto.

Ao especificar uma posição de amostragem em um produto de aço, portanto, orientação do corpo-de-prova, a distância das superfícies livres (“descartes”) e a posição em relação ao lingote devem ser fixadas.

Normas usuais de fornecimento como ABNT, ASTM, EN, BS etc. estabelecem, em geral, estes três pontos.

Uma vez que testes mecânicos são destrutivos, eles podem ser realizados em prolongamentos das peças produzidas, em peça adicional (a ser destruída para ensaio) ou em testemunho, eventualmente forjado e/ou tratado em separado. Também estas condições devem ser discutidas entre fabricante e comprador visando à otimização do custo do produto em



R\$119,00

Este livro está à venda nas seguintes
livrarias e sites especializados:



livrariacultura





EXCELÊNCIA E
INOVAÇÃO EM
ENGENHARIA
METALÚRGICA

